

VŠB – Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní
Katedra mechanické technologie

Studium mechanických vlastností svarových spojů oceli P92

Study Of Mechanical Properties Of P92 Welded Joints

Student:

Bc. Tomáš Mastela

Vedoucí diplomové práce:

Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2012

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Tomáš Mastela**
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie
Specializace: 20 Strojírenská technologie
Téma: **Studium mechanických vlastností svarových spojů oceli P92**
Study of Mechanical Properties of P92 Welded Joints

Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii týkající se problematiky modifikovaných 9-12%Cr ocelí se zaměřením na ocel P92 a její svažitelnost
2. Popište metody svařování 111 a 141
3. Navrhněte parametry technologie svařování zkušebních svarových spojů
4. Navrhněte tepelné zpracování zkušebních svarových spojů
5. Proveďte zkušební svarové spoje na deskách o tloušťce 20 mm a 8 mm metodami 141 a 111
6. Navrhněte destruktivní a nedestruktivní zkoušky svarových spojů
7. Srovnajte dosažené výsledky s výsledky dostupnými v literatuře
8. Vyhodnoťte dosažené výsledky provedených zkoušek a vyslovte závěry

Seznam doporučené odborné literatury:

Kolektiv autorů: *Materiály a jejich svažitelnost*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů, ZEROSS Ostrava, leden 2001
Kolektiv autorů: *Technologie svařování a zařízení*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů. Ostrava: ZEROSS, 2001. 395 s. ISBN 80-85771-81-0
KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. skripta VŠB – TUO, Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0870-6
VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)% Cr ocelí*, monografie VŠB – TUO, Ostrava, 2003, ISBN 80-248-0329-1
Kolektiv autorů. *Přídavné materiály pro stavbu elektráren*. Praha: Böhler Uddeholm CZ s.r.o., 2007. 18 s.
Odborné články z konferencí METAL, CREEP, COST, LIEGE Conference, aj.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**

Datum zadání: 16.12.2011

Datum odevzdání: 21.05.2012



prof. Ing. Jiří Hrubý, CSc.
vedoucí katedry



prof. Ing. Radim Farana, CSc.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

18.5.2012

V Ostravě

Tomáš Mastela

.....
podpis studenta

Prohlašuji, že

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo.
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen „VŠB-TUO“) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§ 35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

18.5.2012

V Ostravě :.....

Tomáš Mastela

.....
podpis

Jméno a příjmení autora práce: Bc. Tomáš Mastela

Adresa trvalého pobytu autora práce: Nádražní 246/21, 78335 Skrběň

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

MASTELA, T. *Studium mechanických vlastností svarových spojů oceli P92: diplomová práce.* Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2012, 80 s. Vedoucí práce: Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Diplomová práce se zabývá studii modifikovaných 9 -12 % Cr ocelí. V úvodu jsou popsány mechanické vlastnosti a mikrostruktura modifikovaných ocelí se zaměřením na ocel P92. Dále je práce zaměřena na svarové spoje a na svařitelnost modifikovaných martenzitických ocelí. V experimentální části diplomové práce byly svařeny zkušební desky a následně tepelně zpracovány. Zkušební svary byly podrobeny destruktivním a nedestruktivním zkouškám. Závěr práce obsahuje vyhodnocení dosažených výsledků z destruktivních a z nedestruktivních zkoušek svarových spojů.

ANNOTATION OF MASTER THESIS

MASTELA, T. *Study Of Mechanical Properties Of P92 Welded Joints: Master Thesis.* Ostrava: VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2012, 80 p. Thesis head: Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

This master thesis deals with study of modified 9 – 12 % Cr steels. The introduction describes the mechanical properties and microstructure of modified steels with a focus on steel P92. The next part of thesis is focused on welded joints and the weldability of modified martensitic steels. In the experimental part of the master thesis specimens were welded and consequently heat treated. The welded joints were examined by destructive and non-destructive tests. The conclusion includes the evaluation of achieved results of destructive and non-destructive tests of welded joints.

Obsah

	strana
1 Úvod	10
2 Problematika modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí se zaměřením na ocel P92	11
2.1 Mikrostruktura modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí	12
2.1.1 Creep a mechanismus tečení u modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí	15
2.2 Mikrostruktura oceli P92	17
2.2.1 Mechanické vlastnosti oceli P92 ve výchozím stavu	19
2.2.2 Mechanické vlastnosti a struktura oceli P92 po dlouhodobém žíhání	20
2.2.3 Mikrostrukturální stabilita u oceli P92 během creepu	22
2.2.4 Tvrdost po creepovém namáhání u oceli P92	24
2.2.5 Korozní chování oceli P92 v nadkritických podmínkách vodní páry	25
2.2.6 Mikrostruktura a creep u svarových spojů oceli P92	30
2.2.7 Svařitelnost modifikovaných martenzitických ocelí	32
3 Popis metod svařování 111 a 141	34
3.1 Svařování elektrickým obloukem obalenou elektrodou, metoda 111	34
3.2 Svařování netavnou elektrodou v inertním plynu, metoda 141	35
EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	37
4 Návrh parametrů technologie svařování zkušebních svarových spojů	37
5 Návrh tepelného zpracování zkušebních svarových spojů	41
6 Provedení zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm a 20 mm	43
7 Návrh nedestruktivních zkoušek svarových spojů	44
7.1 Zkouška prozářením RT	44
7.1.1 Vyhodnocení zkoušky prozářením	44
8 Návrh destruktivních zkoušek svarových spojů	45
8.1 Zkouška tahem	45

8.1.1	Vyhodnocení meze pevnosti v tahu	47
8.2	Zkouška rázem v ohybu	48
8.2.1	Vyhodnocení nárazové práce	51
8.3	Zkouška tvrdosti.....	52
8.3.1	Vyhodnocení tvrdosti HV 10	56
9	Srovnání dosažených výsledků s výsledky dostupnými v literatuře	57
9.1	Srovnání meze pevnosti v tahu	57
9.2	Srovnání nárazové práce	59
9.3	Srovnání tvrdosti podle Vickerse HV 10	65
10	Závěr	69
11	Seznam použité literatury	72
12	Seznam příloh	76

Seznam použitých značek a symbolů

A_5	tažnost	[%]
Cr	chrom	
HV10	tvrdost podle Vickerse při zatížení 98 N	[–]
KV	nárazová práce	[J]
KV_2	nárazová práce pro zkušební tyč s V vrubem 2 mm	[J]
$M_{23}C_6$	karbidy	
MX	fáze	
R_e	mez kluzu	[MPa]
R_m	mez pevnosti v tahu	[MPa]
R_{mT}	mez pevnosti při tečení	[MPa]
$R_{mT/10^5 h/600^\circ C}$	mez pevnosti při tečení za dobu 10^5 h při teplotě zkoušení $600^\circ C$	[MPa]
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu	[MPa]
SEM	rastrovací elektronový mikroskop	
SK	svarový kov	
T	Celsiova teplota	[$^\circ C$]
TEM	transmisní elektronový mikroskop	
TOO	tepelně ovlivněná oblast	
TZ	tepelné zpracování	[$^\circ C / h$]
VHT	vrub v TOO	
VWT	vrub ve svarovém kovu	
W	šířka zkušebního tělesa	[mm]
Z	kontrakce	[%]
ZM	základní materiál	
n	časový exponent	[–]
ppb	vyjádření počtu částic látky na 1 miliardu částic ostatních	
ppm	vyjádření počtu částic látky na 1 milion částic ostatních	
t	čas	[h]
v	rychlost	[m/s]
Δw	změna hmotnosti	[mg/dm ²]
Φ	průměr	[mm]

1 Úvod

Zvyšování účinnosti elektráren a tím pádem zlepšení životního prostředí bylo a je inovativní hnací silou v rozvoji elektráren. Ekonomický požadavek na lepší využívání fosilních paliv a politický tlak na ochranu životního prostředí k snižování emisí oxidu uhličitého v elektrárnách vedly během posledních dvaceti let k neustálému zvyšování tepelné účinnosti elektráren. Současný cíl pro moderní uhelné elektrárny je zvýšení tepelné účinnosti z současných 42% až nad 45%. Toho lze dosáhnout zvýšením teploty páry na 600 ° C a tlaku 30 MPa [5]. Ke splnění těchto podmínek se vyžaduje vyvíjení nových vysoko chromových feritických ocelí se zlepšenými žárovečnými vlastnostmi a odolných vůči oxidaci vodní páry při zvýšených teplotách překračující teplotu 600 °C [9]. Pro provozní teploty elektrárenských dílců okolo 600 °C byla v Japonsku vyvinuta nová 9 % Cr martenzitická ocel společností Nippon Steel Corporation pod označením NF616 a podle americké normy ASTM 335 je tato ocel značena P92 [5]. Tato ocel P92 dosahuje vysoké úrovně žárupevnosti, ale má nedostatečnou oxidační odolnost v nadkritických podmínkách vodní páry. Proto je v současnosti vývoj zaměřen na oceli, které by vykazovali požadovanou úroveň žárupevnosti, ale i zvýšenou oxidační odolnost v nadkritických podmínkách vodní páry při teplotách 600 °C a 650 °C.

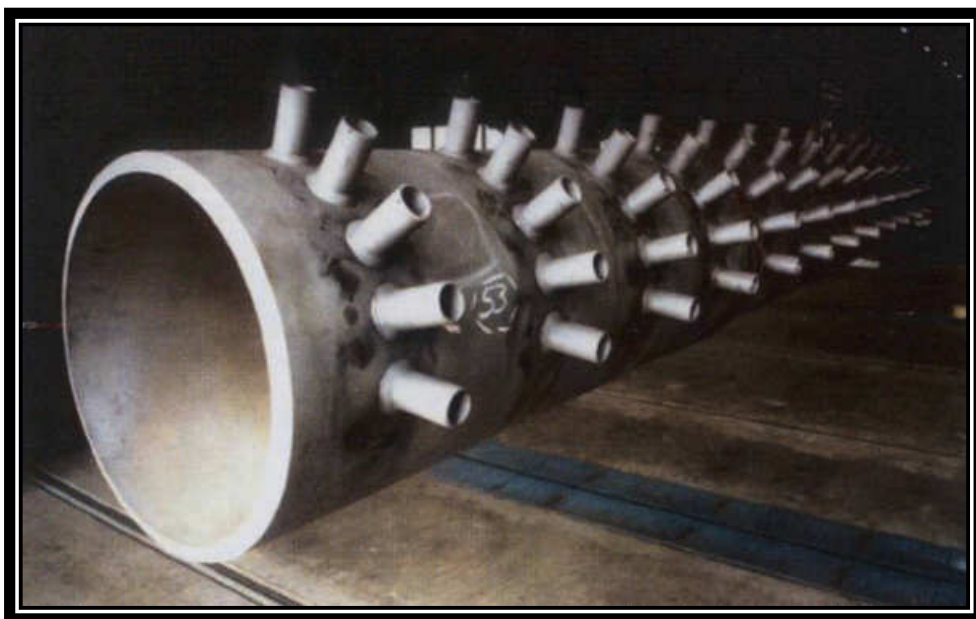
Teoretická část diplomové práce se zabývá problematikou modifikovaných 9 -12 % Cr ocelí, kde je popsána mikrostruktura, mechanismus tečení u modifikovaných ocelí. Dále se práce zaměřuje na korozní chování oceli P92 v nadkritických podmínkách vodní páry. Následně práce navazuje na popis mikrostruktury svarového spoje před a po creepové zkoušce a dále se zabývá svařitelností oceli P92. V závěru teoretické části je zmíněno o metodách svařování 111 a 141, kterými byly svařeny zkušební desky pro vyhodnocení zkoušek v experimentální části. Druhá část diplomové práce se zabývá vyhodnocením destruktivních a nedestruktivních zkoušek na svarových spojích z oceli P92. K vyhodnocení zkoušek jsou použity svařené zkušební desky tloušťky 8 mm a 20 mm. Na zkušebních svařených deskách o tloušťce 8 mm byla provedena zkouška tahem, zkouška rázem v ohybu a zkouška tvrdosti svarových spojů podle Vickerse. U zkušebních svařených desek tloušťky 20 mm se provedly ty samé zkoušky a navíc byla provedena zkouška prozářením z nedestruktivních metod zkoušení svarových spojů. V závěru diplomové práce jsou porovnány a vyhodnoceny dosažené výsledky provedených zkoušek podle různého použitého tepelného zpracování po svaření.

2 Problematika modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí se zaměřením na ocel P92

Materiály aplikované pro namáhané dílce parních kotlů by měly splňovat odpovídající funkční podmínky pro práci v nadkritických podmínkách vodní páry[1]:

- dlouhodobá pevnost při tečení min. 100 000 hodin, ale do budoucna 200 000 hodin
- vysoká mez kluzu a mez pevnosti v tahu za vyšších teplot
- odolnost proti zkřehnutí v parních koltech v dlouhodobém vystavení při pracovních teplotách
- žárovzdornost a korozivzdornost v prostředí vodní páry a spalin
- odolnost proti tepelně mechanické únavové pevnosti, zvláště proti nízkocyklové únavě.

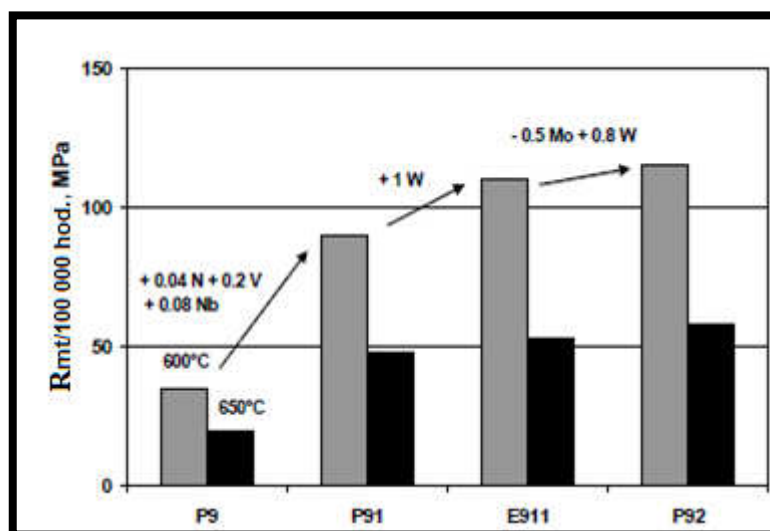
Různorodost pracovních podmínek u vysokotlakých kotlů, zejména velký rozsah pracovních teplot zapříčiňuje, že je nemožné použít jednu univerzální ocel. Předpokládanou pevnost a technologické vlastnosti pro dílce membránových stěn plní nízkolegované bainitické oceli a požadavky pro materiály přehříváků plní vysoko legované chromové oceli se strukturou popouštěného martenzitu využívané nad teplotou 600 °C a tlakem nad 30 MPa. V posledních letech ve světě došlo k výraznému vývoji nových ocelí pracujících za vyšších teplot. V mnoha zemích se zkoumalo, co stanovuje požadovanou úroveň pevnosti a technologických vlastností a ne pouze v počátečním stavu, ale také po dlouhodobé expozici. Používané nízkolegované oceli v tepelných elektrárnách jsou 7CrWVNb9-6 (T/P23) a 7CrMoVTiB10-10 (T/P24) a z vysokolegovaných ocelí se používají X10CrMoVNb9-1 (T/P91), X10CrWMoVNb9-2 (T/P92) a nově zpracována ocel X12CrCoWVNb12-2-2 (VM12), která oproti oceli P92 obsahuje vyšší podíl chromu a je rozšířena o kobalt. Na obrázku 1 máme ukázkou komory ostré páry z oceli P92. Instituty metalurgie železa ve spolupráci s výzkumnými středisky z jiných zemí ve světě (COST 522, 536) a společnost Boilers Factory Rafako současný lídr ve výrobě parních kotlů, provádí výzkum v oblasti používaných a zmíněných nových ocelí [1].



Obr. 1: Komora ostré páry z oceli P92 [17].

2.1 Mikrostruktura modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí

Zvyšování tepelné účinnosti elektráren spalujících fosilní paliva lze dosáhnout zvýšením teploty páry a tlaku. Toto úsilí směřuje k vývoji nových 9 % Cr ocelí, u kterých je cílem dosáhnout vysokých hodnot meze pevnosti při tečení. Během posledních dvaceti let byly vyvinuty tři takové oceli P91 (9Cr-1Mo-V-Nb), E911 (9Cr-1Mo-1W-V-Nb) a P92 (9Cr-0,5Mo-1,8W-V-Nb). Na obrázku 2 je znázorněn vývoj modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí s porovnáním meze pevnosti při tečení. Ocel P91 byla původně vyvinuta společností Oak Ridge National Laboratory a v dnešní době je to velmi dobře zavedená ocel při použití v elektrárenských komponentech. Ocel P91 umožňuje dosáhnout mez pevnosti při tečení $R_{mT/10^5 h/600^\circ C} = 80 \text{ MPa}$ a vztahuje se k americkým normám ASTM 213 a 335. Ocel P92 byla vyvinuta v Japonsku společností Nippon Steel pod firemním označením NF 616 a je také součástí americké normy ASTM 335. Firma Nippon Steel udává při teplotě 600 °C mez pevnosti při tečení $R_{mT/10^5 h/600^\circ C} = 110 - 120 \text{ MPa}$. Třetí ocel E911 byla vyvinuta jako první pro lopatková kola v turbínách v rámci evropských aktivit European COST Round II a potom pro potrubí a trubky v rámci programu COST Round III [6].



Obr. 2: Vývoj modifikovaných 9 - 12 % Cr ocelí při porovnání meze pevnosti při tečení pro teploty 600 °C a 650 °C [13].

Modifikované 9 – 12 % Cr oceli vykazují vysokou úroveň creepových vlastností. Obsah bóru má pozitivní vliv na zvýšení rozměrové stability částic $M_{23}C_6$, na zpomalení kinetiky přerozdělení dislokací a na zpomalení růstu subzrn. Malý obsah dusíku zajišťuje, aby nedocházelo k významnému vylučování nežádoucí Z- fáze [2].

Mikrostruktura 9 – 10 % Cr ocelí se skládá z popouštěného martenzitu s velkou hustotou dislokací a jemně rozptýlenými karbidy, nitridy nebo karbonitridy. Pro aplikaci modifikovaných ocelí v elektrárnách spalující fosilní paliva je velmi důležitá jejich mikrostrukturální rovnováha během použití, aby byly tyto oceli odolné vůči tečení. Creepové vlastnosti ocelí ovlivňují následující strukturální vlastnosti a ty jsou [6]:

- hustota dislokací uvnitř zrn s lankovým martenzitem
- jemně a rovnoměrně rozptýlené karbidy a karbonitridy ve struktuře
- tuhý roztok zpevněný chromem, molybdenem a wolframem
- vznik intermetalických fází např. Lavesovou fází

Tab. 1: Hustota dislokací a průměrná velikost subzrn oceli P91, P92 a E911[6].

Ocel	Hustota dislokací ($m^{-2} \times 10^{14}$)	Průměrná velikost subzrn (μm)
P91	$7,5 \pm 0,8$	$0,40 \pm 0,06$
P92	$7,9 \pm 0,8$	$0,42 \pm 0,09$
E911	$6,5 \pm 0,6$	$0,50 \pm 0,05$

Při zkoumání mikrostruktur ocelí pomocí TEM (transmisní elektronový mikroskop) je zjištěno, že oceli P92, P91 a E911 mají podobné mikrostruktury. Při použití normalizačního žíhání se vytváří martenzitická struktura s velkou hustotou dislokací a uvnitř původních austenitických zrn vzniká laťkový martenzit. Během popouštění dochází ke dvěma hlavním procesům. Za prvé dochází k zotavení a utváření subzrn a dislokačních sítí. Pevnost při tečení je nepřímo úměrná s šířkou laťkového martenzitu a velikostí subzrn (původní hranice laťkového martenzitu tvoří hranice subzrn). Dle tabulky 1 je hustota dislokací u ocelí P91, P92 podobná, ale u oceli E911 je hustota dislokací nepatrně menší než u předchozích dvou ocelí. Tyto malé rozdíly v hustotě dislokací jsou spojené s rozdílnými předchozími velikostmi austenitických zrn. Za druhé nastává precipitace karbidů, karbonitridů a nitridů při popouštění. U ocelí P91, P92 a E911 obsahují karbidy $M_{23}C_6$ prvky chrom, železo, molybden, které precipitují přednostně na původních hranicích zrn austenitu a na hranicích laťkového martenzitu. Tato precipitace zpomaluje růst subzrn a proto tedy dochází ke zvýšení pevnosti materiálu. U 9 % Cr oceli z důvodu mechanických vlastností je velmi důležitá precipitace jemných MX fází (kde, M = niob nebo vanad a X = uhlík nebo dusík). V oceli P91 uvnitř laťkového martenzitu je hlavně kuličkový karbonitrid bohatý na niob. V oceli P92 existují tři typy MX fází. První typ MX fáze je jemně kuličkový karbonitrid bohatý na niob, druhý je deskový nitrid bohatý na vanad a třetí je komplex V- křídýlek (wings). Ocel E911 tvoří stejné MX fáze jako u předchozí oceli P92. Karbidy $M_{23}C_6$ mají velikost 100 nm změřenou pomocí TEM, zatím co jemné MX fáze mají velikost v průměru 20 nm. Velikost karbidů $M_{23}C_6$ u oceli P92 je 90 nm a jsou menší než u oceli P91, která má velikost karbidů 99 nm [6].

Tab. 2: Doporučené chemické složení, hm. % [3], [4].

	C	S	P	Cr	Mo	W	Ni	V	Nb	B	N	Cu	Mn	Al	Si
P91	0,08 0,12	max. 0,015	max. 0,020	8,00 9,00	0,85 1,05		max. 0,40	0,18 0,25	0,06 0,10		0,030 0,070	max. 0,25	0,30 0,60	max. 0,040	0,20 0,50
P92	0,07 0,13	max. 0,010	max. 0,020	8,50 9,50	0,30 0,60	1,50 2,00	max. 0,40	0,15 0,25	0,04 0,09	0,001 0,006	0,030 0,070		0,30 0,60	max. 0,040	max. 0,50
E911	0,09 0,13	max. 0,010	max. 0,020	8,5 9,5	0,90 1,10	0,90 1,10	0,10 0,40	0,18 0,25	0,060 0,100	max. 0,006	0,060 0,080		0,30 0,60	max. 0,040	0,10 0,50

Tab. 3: Zaručené mechanické vlastnosti [3], [4].

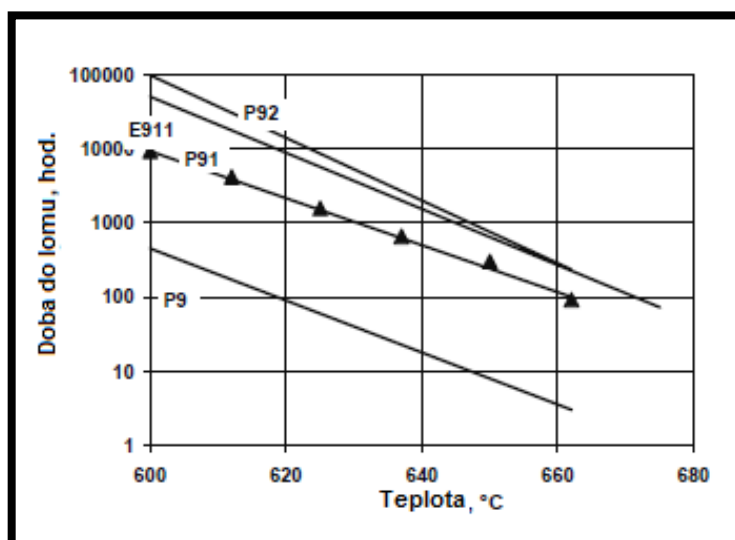
	P91	P92
R_m (MPa)	630 - 830	620 - 850
$R_{p0,2}$ (MPa)	415	440
A_{min} (%), (vzorky podélné)	20	20
A_{min} (%), (vzorky příčné)		17
KV (J), 20°C (vzorky podélné)		40
KV (J), 20°C (vzorky příčné)		27
$R_{mT/100\ 000}$, (MPa), 600°C	80	113

Tab. 4: Minimální smluvní mez kluzu ($R_{p0,2}$) při zvýšených teplotách pro tloušťku stěny do 100 mm [4].

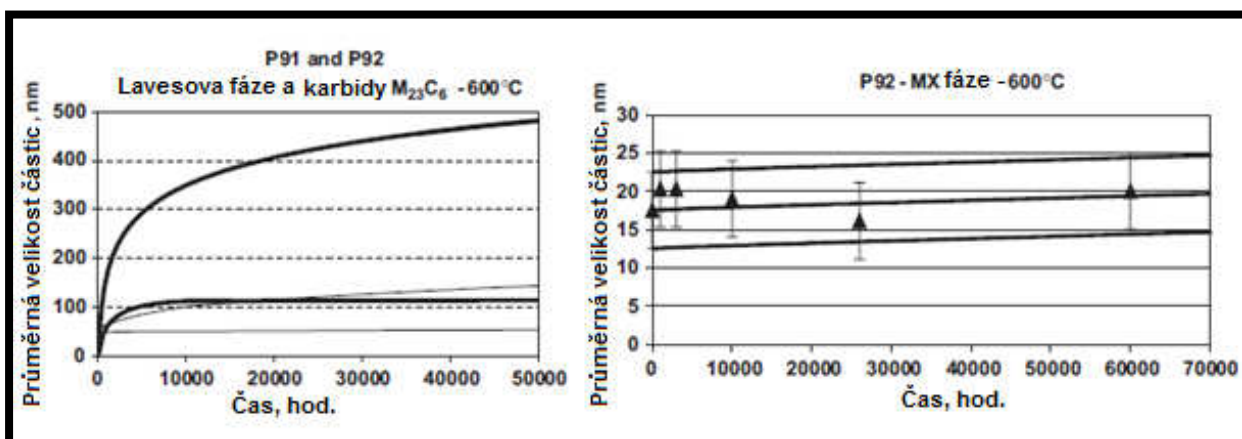
Minimální smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ v MPa při teplotě ve °C											
T (°C)	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600
P91	410	395	380	370	360	350	340	320	300	270	215
P92	420	412	405	400	392	382	372	360	340	300	245

2.1.1 Creep a mechanismus tečení u modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí

Mikrostrukturální zdroje creepové deformace jsou pohyby dislokací a hranic subzrn. Hranice subzrn tvoří dislokační síť. Malá velikost subzrn rovnající se k vysokému podílu zrnitosti zaručuje v materiálu vysokou creepovou pevnost. Na obrázku 3 je znázorněna časová závislost meze pevnosti při tečení u modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí. Během creepové expozice dochází k růstu subzrn a snížení hustoty dislokací. Schopnost udržet malou velikost subzrn a vysokou hustotu dislokací při dlouhodobém napětí je důležité pro zachování významné vysoké creepové pevnosti. Zpevnění tuhého roztoku se uskutečňuje dolegováním molybdenu a wolframu, které brání pohybu dislokací. Během creepové expozice na teplotě 600 – 650 °C, prvky molybden a wolfram v oceli precipitují jako intermetalická Lavesova fáze ((Fe,Cr)₂(Mo, W)). Dominující názor je, že Lavesova fáze může způsobit creepovou nestabilitu v oceli, protože v tuhém roztoku ochuzuje matici o wolfram, molybden a účinek precipitačního zpevnění Lavesovy fáze je nevýznamný. Obrázek 4 znázorňuje průměrnou velikost částic Lavesovy fáze, karbidů $M_{23}C_6$ a MX fáze v závislosti na době expozice při teplotě 600 °C u ocelí P91 a P92 [12].

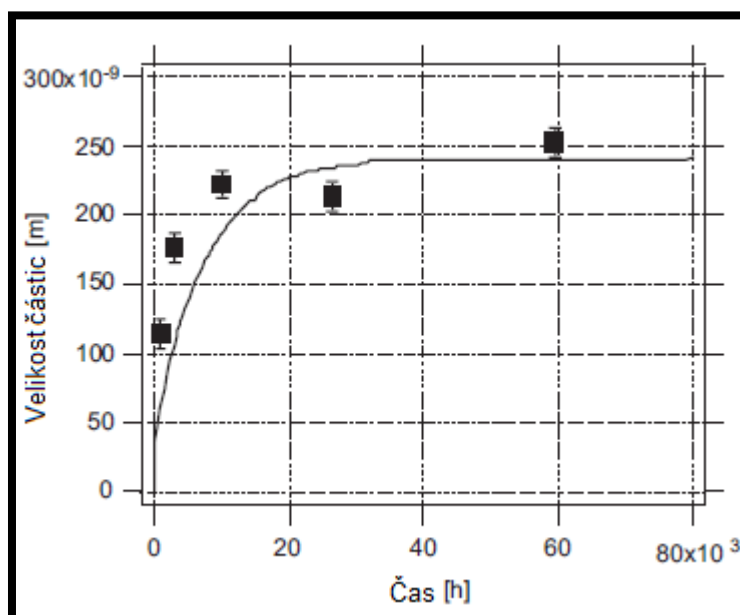


Obr. 3: Časová závislost meze pevnosti při tečení při konstantním napětí 120 MPa u ocelí P92, E911, P91 a P9 [6].



Obr. 4: Vlevo: Částice $M_{23}C_6$ (tenčí čáry) a Lavesova fáze (tlusté čáry) v oceli P91 a P92. Vpravo: Velikost vývoje částic MX fáze v oceli P92 [12].

Legováním wolframem a bórem má významný vliv na mikrostrukturální stabilitu u 9 – 12 % Cr ocelí. Bór má silný stabilizační účinek na karbidy $M_{23}C_6$, ačkoliv tento mechanismus zůstává nejasný. Částice MX fáze jsou nesmírně stabilní proti hrubnutí a pravděpodobně mají hlavní úlohu na výdrži při dlouhodobé expozici u nových 9 – 12 % Cr ocelí [12]. Na obrázku 5 je znázornění růstu a hrubnutí Lavesovy fáze v závislosti na době vystavení při teplotě 600 °C.

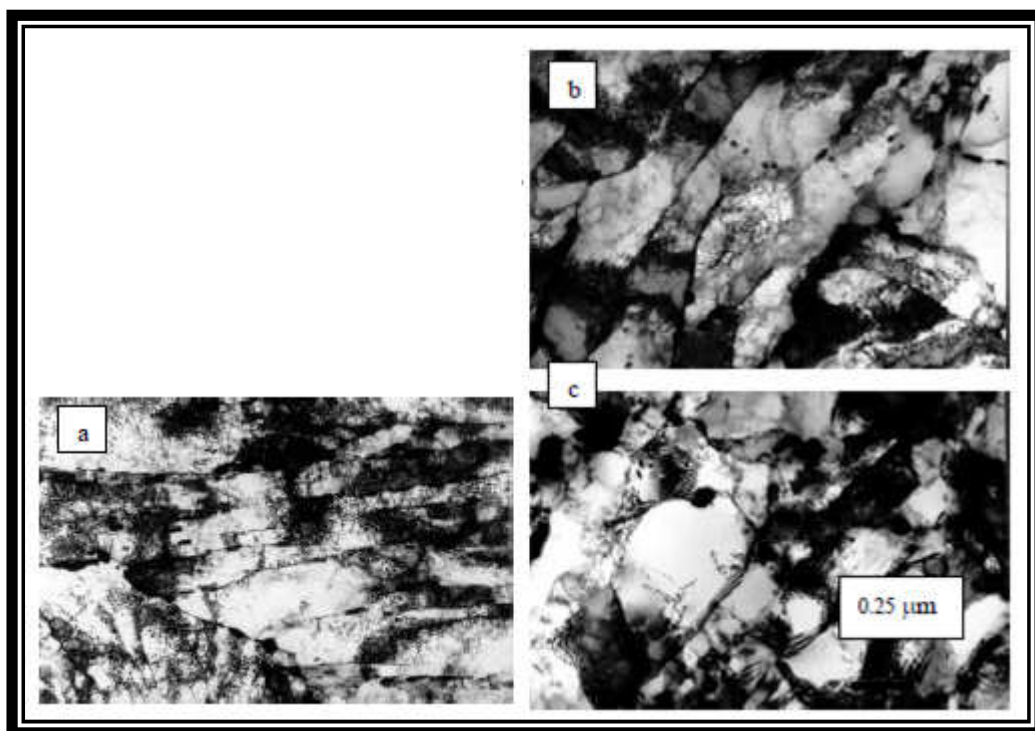


Obr. 5: Růst a hrubnutí Lavesovy fáze v oceli P92 při teplotě 600 °C [12].

2.2 Mikrostruktura oceli P92

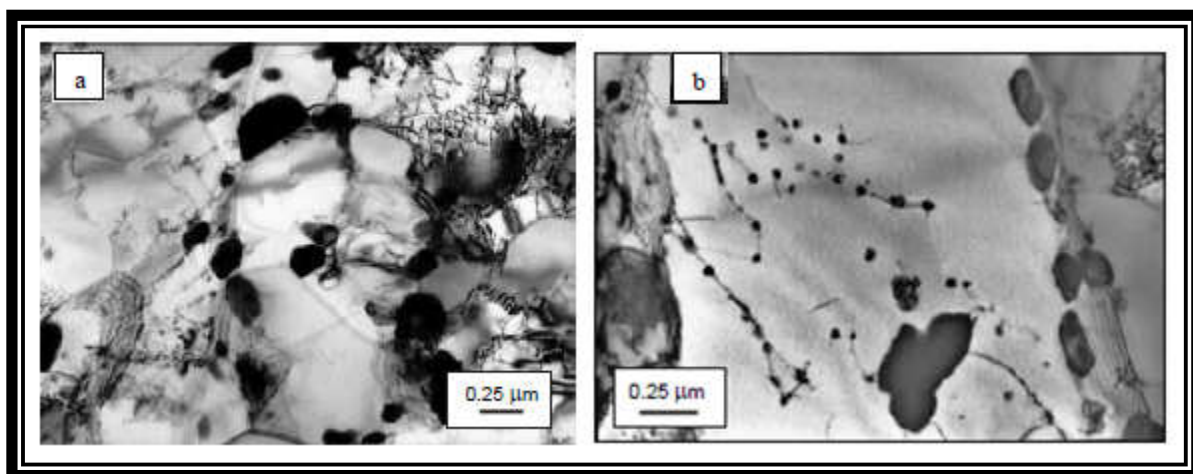
Ocel P92 je rozšířena od oceli P91 navíc obsahem wolframu, bóru a obsahuje malé množství dusíku na rozdíl od oceli E911, aby byla potlačena vazba bóru na dusík [2]. Popouštění oceli P92 při teplotě 835 °C vede ke snížení meze pevnosti při tečení. Při popouštění je vhodné zvolit popouštěcí teplotu nižší než 800 °C [5].

Ennis a Czyrska-Filemonowicz se zabývali mikrostrukturou oceli P92 po popouštění. Po austenitizaci z teploty 1070 °C pro zkoumání zvolily popouštěcí teploty 715 °C, 775 °C a 835 °C. Během popouštění dochází ke dvěma hlavním procesům. První proces způsobuje zotavení a snížení vysoké hustoty dislokací po austenitizaci. Tyto procesy jsou intenzivní za vyšších popouštěcích teplot. Popouštěcí teplota 715 °C vede k mírnému zvýšení hustoty dislokací než při popouštěcí teplotě 775 °C a teplota 835 °C způsobuje prudké snížení hustoty dislokací až o 75 %. Druhý proces způsobuje precipitaci karbidů, nitridů nebo karbonitridů vyskytující se během popouštění. Karbidy $M_{23}C_6$ precipitují na původních hranicích zrn austenitu, na hranicích subzrn a uvnitř lankového martenzitu. Precipitáty, které jsou důležité pro mechanické vlastnosti oceli P92 jsou jemné částice MX fáze. První typ MX fáze kuličkové karbonitridy bohaté na niob zůstávají nerozpustné během austenitizace a během popouštění tvoří zárodky pro deskové nitridy bohaté na vanad a pro V-křídýlka (wings). Tyto malé částice mají velký význam pro mechanické vlastnosti oceli P92. Mikrostruktura oceli P92 popouštěná 2 h pro různé popouštěcí teploty je ukázána na obrázku 6 [13].



Obr. 6: Mikrostruktura pořízená pomocí TEM pro ocel P92 popouštěná 2 h pro popouštěcí teploty a) 715 °C, b) 775 °C, c) 835 °C, snímek mikrovýbrusu ukazuje vzrůstající zotavení martenzitu a snížení hustoty dislokací při narůstající teplotě [13].

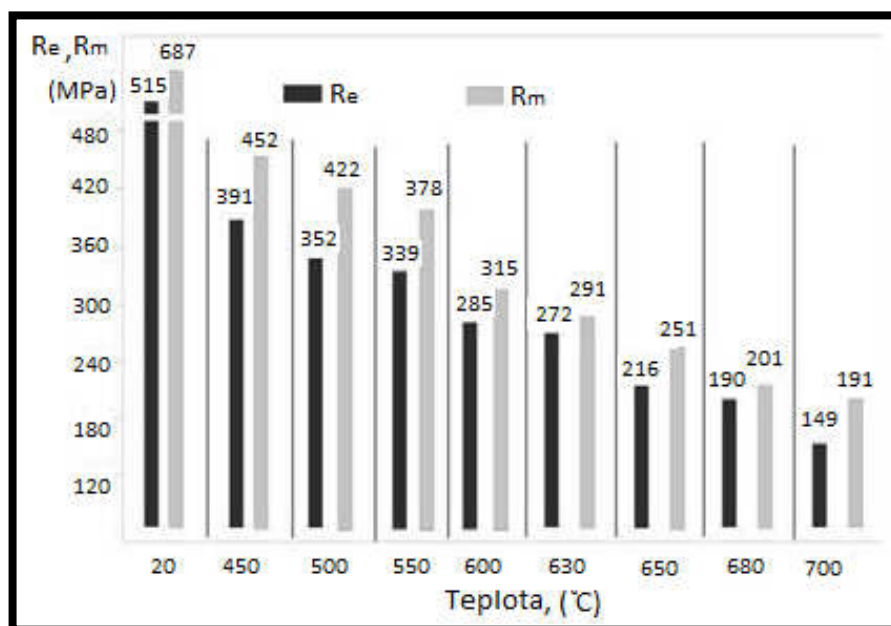
Mikrostrukturální stabilitu oceli pozitivně ovlivňuje malá rychlost hrubnutí částic $M_{23}C_6$, která úzce souvisí s rozpouštěním atomů bóru v dané fázi. Během dlouhodobého žíhání a creepové expozice nastává precipitace částic Lavesovy fáze typu Fe_2W , které nukleují na částicích $M_{23}C_6$, což má za následek snížení potenciálního příspěvku dané fáze k precipitačnímu zpevnění. Při růstu Lavesovy fáze dochází k ochuzení tuhého roztoku o wolfram až zhruba o 66 % z celkového obsahu wolframu v oceli, což může mít vliv do určité míry na snížení meze pevnosti při tečení. Rychlost hrubnutí částic Lavesovy fáze je stejná s rychlostí hrubnutí částic $M_{23}C_6$, ale částice Lavesovy fáze typu Fe_2W jsou nejhrubší částice na konci stádia růstu obsažené v mikrostruktuře. Množství částic MX fáze je v oceli malé a zotavení dislokační substruktury a růst subzrn probíhá pomalu, to může souviset s vlivem bóru na mobilitu dislokací. Na obrázku 7 je ukázána precipitace karbidů $M_{23}C_6$, částic MX a precipitace částic Lavesovy fáze po creepu pro teplotu 600 °C při době vystavení 6500 h [2].



Obr. 7: Snímky mikrovýbrusu pořízené pomocí TEM pro ocel P92 popouštěné při teplotě 775 °C
a) velké částice $M_{23}C_6$ na hranicích subzrn a jemné částice MX uvnitř zrn, b) precipitace částic Lavesovy fáze po creepu pro teplotu 650 °C a pro dobu 6500h [13].

2.2.1 Mechanické vlastnosti oceli P92 ve výchozím stavu

Dobrzański, Zieliński a Sroka se zabývali mechanickými vlastnostmi a strukturou oceli P92 ve výchozím stavu a jejich ovlivněním po dlouhodobém žíhání. Pro zkoumání použili trubku z oceli P92 o průměru 160 mm a tloušťkou stěny 40 mm normalizačně žíhanou při teplotě 1050 – 1070 °C jednu hodinu na vzduchu a popouštěnou při teplotě 760 – 780 °C dvě hodiny na vzduchu. Počáteční stav trubky z oceli P92 v rozsahu teplot 20 – 700 °C je zjištěn pro mechanické vlastnosti, které jsou mez pevnosti v tahu R_m , mez kluzu R_e , tažnost (poměrné prodloužení) A_5 a kontrakce (poměrné zúžení) Z . S narůstající teplotou se pozvolna snižuje mez pevnosti v tahu, mez kluzu a přitom se nepatrně zvyšuje tažnost, kontrakce. V rozmezí teplot 600 °C až 700 °C hodnoty mechanických vlastností jsou $R_m = 315 - 191 \text{ MPa}$, $R_e = 285 - 149 \text{ MPa}$, $A_5 = 21 - 29 \%$, $Z = 88 - 96 \%$. Přehlednější průběh změny pevnosti v tahu a meze kluzu při narůstající teplotě je znázorněn v obrázku 8. Ve struktuře v počátečním stavu po žíhání a popouštění převládá laťkový popouštěný martenzit s několika feritickými zrny, hranice původních austenitických zrn a hranice laťkového martenzitu jsou hustě obklopeny karbidy $M_{23}C_6$ precipitáty. Uvnitř zrn jsou velmi malé precipitáty karbidů a karbonitridů tzn. MX fáze [1].

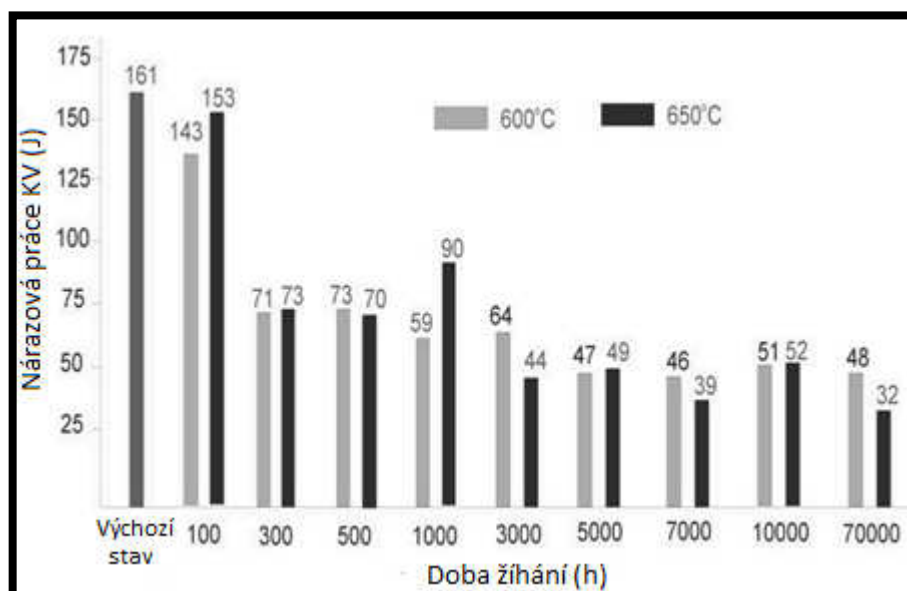


Obr. 8: Průběh změny meze pevnosti v tahu R_m a meze kluzu R_e při narůstající teplotě u trubky z oceli P92 [1].

Tvrdoost neohýbané trubky v počátečním stavu je 230 – 240 HV10. Po ohnutí se tvrdost tažené a stlačené strany změní v závislosti na procesu ohýbání. U ohýbané trubky, kde rádius ohybu je 1050 mm a úhel ohybu 90 ° o průměru trubky 350 mm, tloušťce stěny 39 mm zůstává tvrdost po ohybu v celém průřezu stejná. U trubek s úhlem ohybu 90 ° o průměru 44,5 mm a tloušťce stěny 10 mm se tvrdost tažené strany sníží okolo 5 HV10 a stlačené strany se zvýší okolo 30 HV10. Po dlouhodobém stárnutí více než 1000 hodin částice karbidů na hranicích laťek martenzitu hrubnou. MX fáze je stabilní [11].

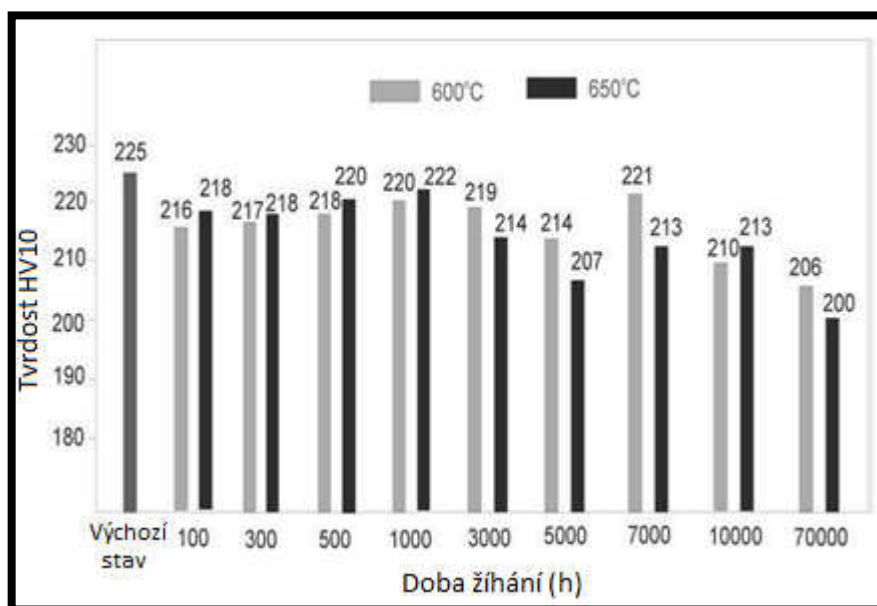
2.2.2 Mechanické vlastnosti a struktura oceli P92 po dlouhodobém žíhání

Při zkoušce rázem v ohybu vzniká pozvolné snížení nárazové práce i po dlouhodobém žíhání při teplotě 600 °C a 650 °C z počáteční doby do 70000 h. Nárazová práce je prudce snížena z počáteční hodnoty 160 J na 70 J po prvních 500 h žíhání. Zatímco po dlouhodobém žíhání se konstantně nepatrně snižuje nárazová práce na 48 J při teplotě 600 °C a na 32 J při teplotě 650 °C během 70000 h. Ovlivnění nárazové práce po dlouhodobém žíhání je znázorněno v obrázku 9. Po době žíhání 300 až 70000 hodin jsou zjištěny smíšené lomy s malými rozdíly v podílu s houževnatým a křehkým lomem. Tvrdoost se po dlouhodobém žíhání konstantně mírně snižuje z počátečního stavu 225 HV10 na 200 HV10 po 70000 hodin. Ovlivnění tvrdosti HV 10 po dlouhodobém žíhání je znázorněno v obrázku 10 [1].



Obr. 9: Ovlivnění nárazové práce po dlouhodobém žihání na teplotě 600 °C a 650 °C oceli P92 [1].

Mikrostruktura po žihání při teplotách 600 °C a 650 °C vykazuje malé rozdíly ve srovnání s mikrostrukturou ve výchozím stavu. První mírná změna nastává v degradaci mikrostruktury po 1000 h žihání. Tato degradace je zapříčiněna růstem velikosti precipitátů na hranicích původního austenitu, hranicích laťkového martenzitu a uvnitř zrn. Přitom nevznikají degradační procesy rozkladem laťkového martenzitu v mikrostruktuře. Po 5000 h žihání nastává další zvýšení velikosti precipitátů očekávané při teplotě 650 °C. Vznikají větší a více hustěji umístěné karbidy $M_{23}C_6$ na hranicích původních austenitických zrn a uvnitř feritických zrn. Po dlouhodobém žihání nad 70000 h vzniká částečný rozpad laťkového martenzitu v popouštěné martenzitické zóně při teplotě 600 °C. Zatímco v mikrostruktuře po žihání 70000 h při teplotě 650 °C vzniká další rozpad laťkového martenzitu. Mikrostruktura je charakterizována podstatnou degradací zóny martenzitu s velkými částicemi karbidů na hranicích původních austenitických zrn a uvnitř subzrn [1].

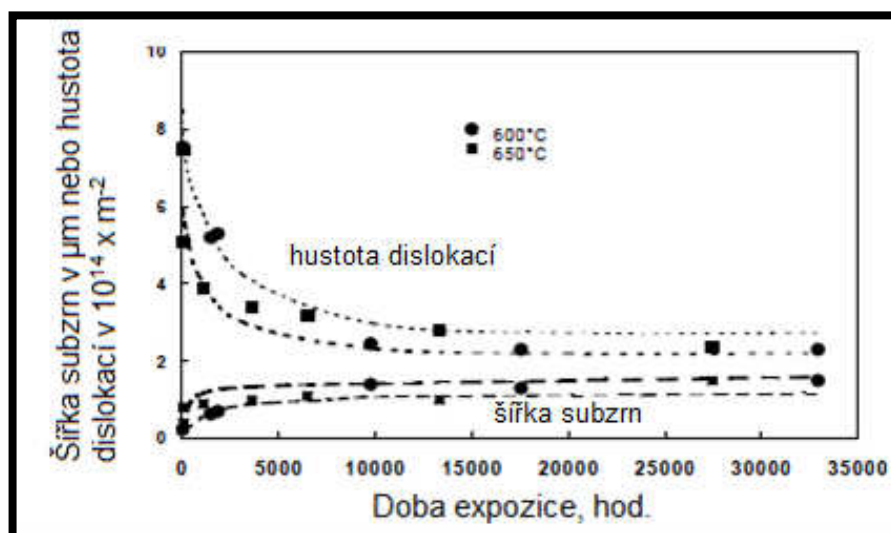


Obr. 10: Ovlivnění tvrdosti HV10 po dlouhodobém žíhání na teplotě 600 °C a 650 °C oceli P92 [1].

Ocel P92 ve výchozím stavu a po dlouhodobém žíhání na vysoké teplotě ukazuje očekávanou stabilní mikrostrukturu. Vzniká pouze nepatrné snížení nárazové práce, tvrdosti a dochází ke vzniku nepatrným mikrostrukturálním změnám [1].

2.2.3 Mikrostrukturální stabilita u oceli P92 během creepu

Stupeň změny mikrostruktury je závislý na době trvání a na teplotě při creepové deformaci. Značný růst subzrn a nízká hustota dislokací v mikrostruktuře jsou charakteristické vlastnosti u dlouhodobé creepové expozice. Při creepové expozici po prvních 3000 h vystavení nastává prudké snížení hustoty dislokací a zvětšení šířky subzrn. Po dlouhodobé creepové expozici nastává snížení hustoty dislokací zhruba o 75 % na hodnotu $2 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$. Na obrázku 11 je znázorněna změna hustoty dislokací a šířky subzrn v oceli P92 v závislosti na době expozice při teplotách 600 °C a 650 °C [13].



Obr. 11: Změna hustoty dislokací a šířky subzrn oceli P92 při teplotě 600 a 650 °C [6].

Jiné důležité mikrostrukturální změny během creepové deformace jsou utváření a změny velikosti karbidů, nitridů a karbonitridů. Jemné částice MX fáze, hlavně deskové nitridy bohaté na vanad a kuličkové karbonitridy bohaté na niob precipitují uvnitř zrn a zabraňují pohybu dislokací a tím přispívají k zvýšení creepové pevnosti u oceli P92. Hranice subzrn a hranice původních zrn austenitu jsou obklopeny karbidy M_{23}C_6 . Tyto precipitáty zpomalují růst subzrn a tudíž zvyšují pevnost materiálu [13].

Tab. 5: Změna hustoty dislokací, šířky subzrn, velikosti částic M_{23}C_6 a MX při různých režimech tepelného zpracování a při různé creepové expozici u oceli P92 [13].

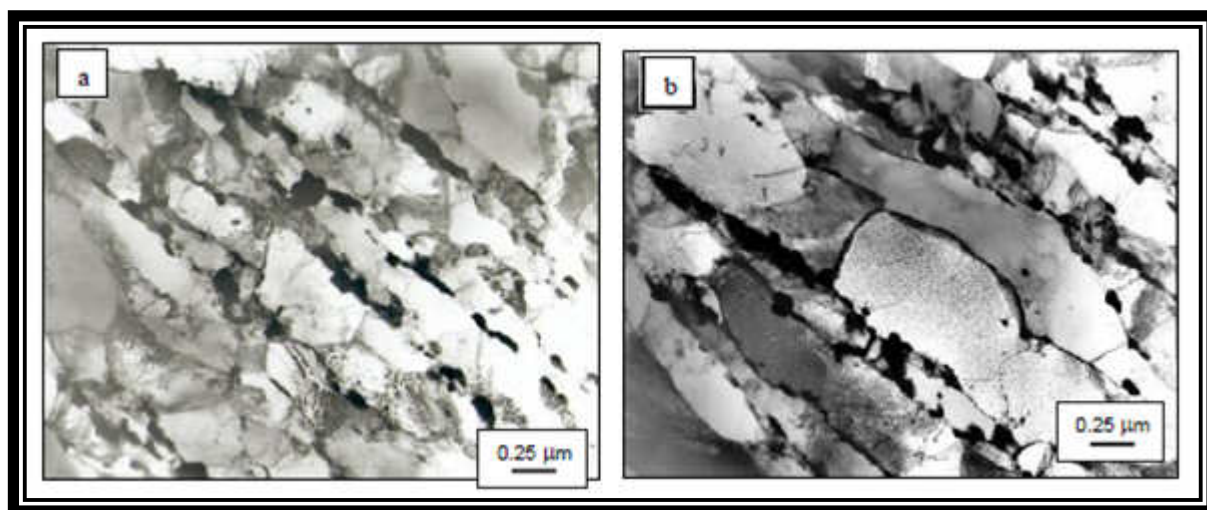
T_{aust} (°C)	$T_{\text{popouštění}}$ (°C)	Creep test	Hustota dislokací ($10^{14} \times \text{m}^{-2}$)	Šířka subzrn (μm)	Velikost karbidů M_{23}C_6 (nm)	Velikost částic MX fáze (nm)
970	775		$8,7 \pm 1,2$	$0,38 \pm 0,1$		
1070	715		$9,0 \pm 1,0$	$0,37 \pm 0,1$	72 ± 16	14 ± 1
1070	775		$7,5 \pm 0,9$	$0,42 \pm 0,1$	89 ± 13	16 ± 1
1070	835		$2,3 \pm 0,6$	$0,50 \pm 0,1$	82 ± 12	16 ± 1
1145	775			$0,58 \pm 0,1$	68 ± 18	16 ± 1
1070	775	600°C/1500 h	$5,3 \pm 0,6$	$0,70 \pm 0,1$	119 ± 8	18 ± 1
1070	775	600°C/10000 h	$2,5 \pm 0,5$	$1,4 \pm 0,1$	125 ± 10	21 ± 2
1070	775	600°C/33000 h	$1,5 \pm 0,4$	$1,5 \pm 0,1$	131 ± 12	30 ± 3

Částice Lavesovy fáze se utváří během dlouhodobého creepu při teplotě 650 °C, kdy precipitace je větší než při teplotě 600 °C. Částice Lavesovy fáze a M_{23}C_6 precipitují velmi často spolu v těsné blízkosti, a to přednostně na hranicích subzrn. Částice M_{23}C_6 narůstají

a hrubnou při intenzivním napětí během zvyšující se doby expozice na teplotě 600 a 650 °C, zatímco narůstající velikost a hrubnutí částic MX fáze je zanedbatelné. Se zvyšující se creepovou deformací precipituje Lavesova fáze. Precipitace Lavesovy fáze ochuzuje tuhý roztok o molybden, wolfram a zpevňující účinek matrice je snížen [13]. Mikrostruktura oceli P92 po creepové deformaci je ukázána na obrázku 12. Složení precipitátů v % v oceli P92 je následující podle práce uvedené v [5]:

- lavesova fáze: 48,7 Fe; 17,7 Cr; 28,5 W; 3,7 Mo; 1,3 V
- karbidy $M_{23}C_6$: 28,2 Fe; 59,2 Cr; 9,9 W; 1,5 Mo; 1,2 V
- matrice oceli: 89,2 Fe; 9,8 Cr; 0,57 W; 0,27 Mo; 0,25 V.

Je zřejmé, že transformace martenzitu výrazně přispívá k creepové pevnosti a počáteční vysoká hustota dislokací je snížena s dobou expozice. Počáteční martenzitická struktura dovoluje utváření stabilní struktury se subzrny a spolu s jemnými precipitáty karbonitridů dodávají vysokou creepovou pevnost [13].

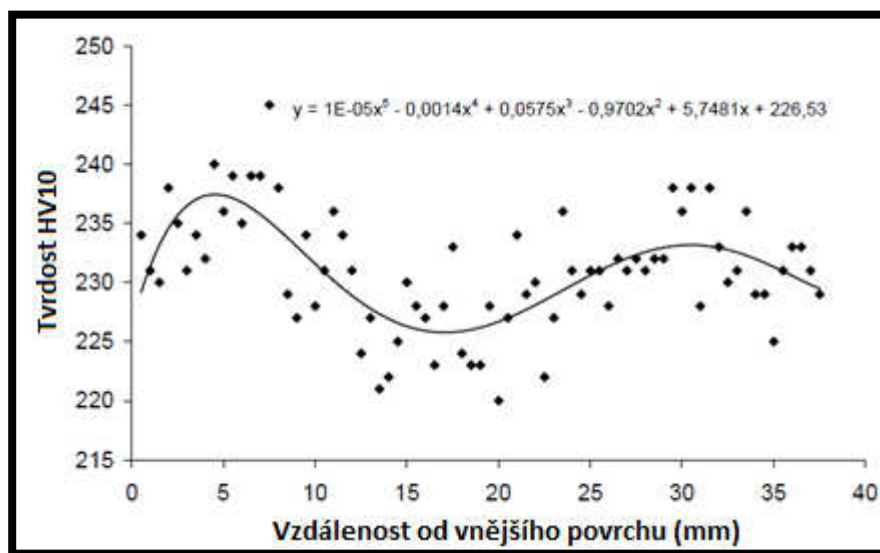


Obr. 12: Snímky mikrovýbrusu pořízené pomocí TEM u oceli P92 po creepové deformaci a) při teplotě 600 °C po dobu 33 000 h a b) při teplotě 650 °C po dobu 27 500 h [13].

2.2.4 Tvrdost po creepovém namáhání u oceli P92

Při creepovém namáhání trubek z oceli P92 je zřejmé, že okolí blízko povrchu trubky má vysokou odolnost proti creepovému namáhání a okolí kolem vnitřního povrchu trubky má nízkou odolnost proti creepu. V práci zaměřené na tvrdost po creepovém namáhání u oceli P92 byla použita pro experiment trubka o tloušťce stěny 39 mm. Rozsah zkušebních teplot byl 575 °C až 650 °C a rozsah tlaku 120 až 220 MPa. Přibližná doba trvání creepového namáhání byla

okolo 6500 hodin. Výsledná tvrdost trubky podle Vickerse byla zjištěna v celém průřezu trubky. Průběh tvrdosti je vyznačen na obrázku 13. Největší hodnota tvrdosti až 240 HV10 se nachází v blízkosti vnějšího povrchu trubky. Minimální hodnota tvrdosti 220 HV10 je zhruba v polovině průřezu trubky. Druhá vysoká hodnota tvrdosti o 5 HV 10 nižší než první maximum tvrdosti je v okolí na vnitřním okraji trubky. Tvrdost v průřezu trubky odpovídá tepelnému ovlivnění [10].



Obr. 13: Tvrdost v celé tloušťce stěny trubky [10].

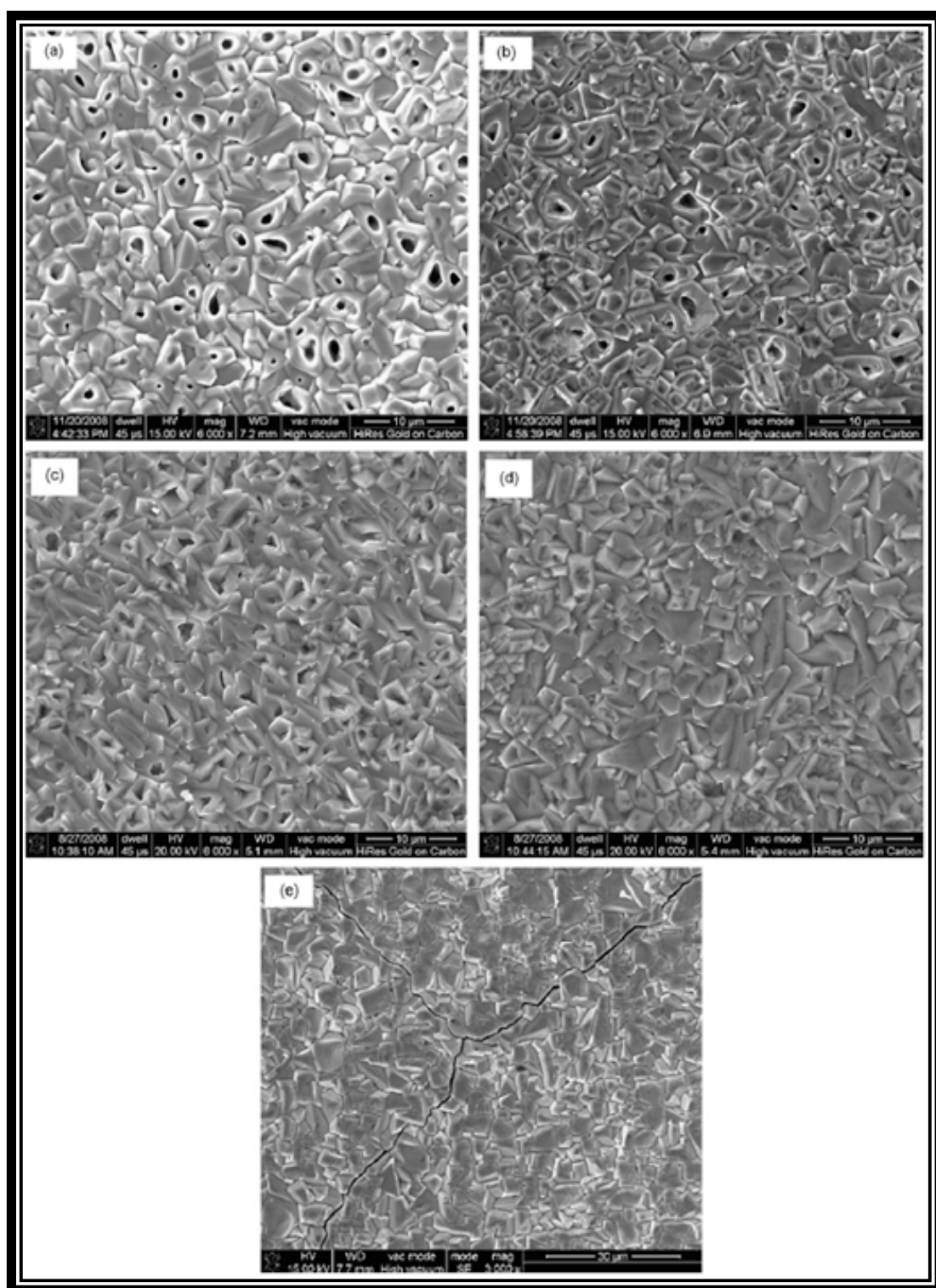
2.2.5 Korozní chování oceli P92 v nadkritických podmínkách vodní páry

Modifikované 9 – 12 % Cr oceli v prostředí vodní páry a spalin při teplotách 600 až 650 °C mají nedostatečnou oxidační odolnost. Rychlost oxidace (hmotnostní nárůst) v atmosféře obsahující vodní páru je ovlivněna zhruba 30 krát výše než na suchém vzduchu. Nicméně 9 % Cr oceli nemají dostatečně vyhovující oxidační odolnost při použití u tenkostěnných dílců v prostředí obsahující vodní páru při teplotách 600 °C [6].

Při tvorbě tlustých oxidických vrstev dochází k nedostatečnému přestupu tepla, což vede k přehřátí a k degradaci jednotlivých dílců a k lokálnímu odlupování oxidických vrstev. Úlomky odloupených oxidů mohou zapříčinit erozní poškození povrchu jednotlivých parních dílců. Lokální odlupování oxidických produktů v průběhu creepové expozice souvisí s rozdílnými teplotními roztažnostmi jednotlivých oxidických vrstev. Magnetit má největší koeficient tepelné roztažnosti, tudíž ve vrstvě magnetitu vznikají tahová napětí při značných změnách teplot. Tyto tahové napětí způsobují vznik příčných trhlin a trhliny podél rozhraní jednotlivých oxidických vrstev. Pro vznik dostačující oxidační odolnosti modifikovaných 9 -12 % Cr ocelí je potřebné, aby se na povrchu těchto ocelí vytvářela kompaktní ochranná oxidická vrstva. K vytváření

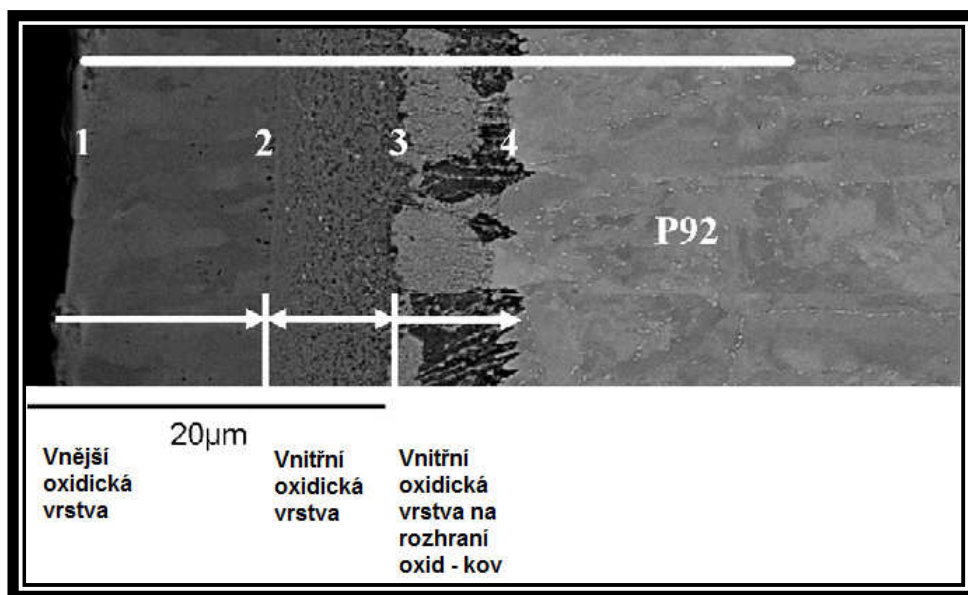
ochranné oxidické vrstvy musí matrice obsahovat v potřebné míře prvky, které difundují dostatečně velkou rychlostí v kovové matici, proto aby se vytvářela povrchová oxidická vrstva s ochrannými vlastnostmi. Modifikované 9 -12 % Cr oceli ve vodní páře vykazují při teplotě 650 °C menší hmotnostní nárůst korozních produktů (větší korozní odolnost) než při teplotě 600 °C. To je způsobeno s rostoucím obsahem chromu v oxidické vrstvě se zvyšující se teplotou expozice. Tento jev je zapříčiněn vyšší difúzí chromu v kovové matici [2].

Počáteční oxidace oceli P92 má poměrně vysokou poréznost, která se snižuje v průběhu vystavení v provozu. Vznik pórů souvisí s typem vad přítomných v oxidické vrstvě magnetitu. V magnetitu vznikají dvě hlavní vady. A to intersticiál Fe^{2+} a vakantní místo. V chromových ocelích vzniká oxidická vrstva převážně z vnější difuze kationtů a vnitřní difuze kyslíku. Snížení úbytku pórů se ukazuje jejich zeslabení ovlivněním difuzí kationtů a kyslíku. Při teplotě 500 °C až 550 °C nevznikají trhliny v oxidické vrstvě. Zatímco při teplotě 600 °C vznikají trhliny kolem hranic zrn oxidů v oxidické vrstvě. S narůstající teplotou se projeví rychlejší růst oxidů doprovázený zvýšeným napětím, které může uvolnit spuštění šíření trhliny skrz oxidickou vrstvu. Na obrázku 14 je znázorněno snižování poréznosti a vznik trhlin kolem hranic zrn oxidů v oxidické vrstvě během vystavení oceli P92 v nadkritických podmínkách vodní páry [7].



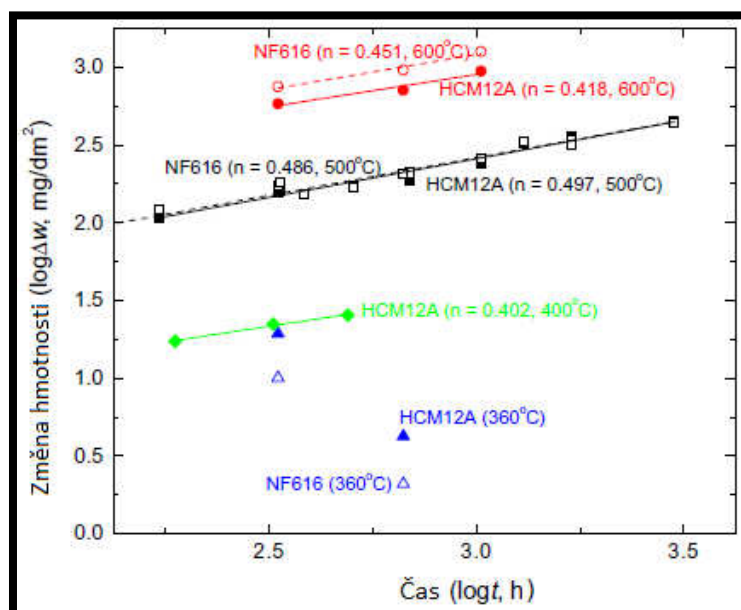
Obr. 14: Obrázky povrchové morfologie vytvořené pomocí SEM vystavené v nadkritických parametrech při tlaku 25 MPa (a) 500 °C po 200 h, (b) 500 °C po 800 h, (c) 550 °C po 200 h, (d) 550 °C po 800 h a (e) 600 °C po 200 h [7].

Na obrázku 15 je znázorněn průřez snímku oceli P92 vystavený v nadkritických parametrech vodní páry. V nadkritických podmínkách vodní páry při teplotě 550 °C a tlaku 25 MPa po dobu 1000 h je oxidická vrstva složená ze dvou rozdílných vrstev spolu s vnitřní oxidickou vrstvou na rozhraní oxid – kov. Vnější oxidační vrstvu bohatou na železo tvoří magnetit (Fe_3O_4), který má přibližně tloušťku 12 μm , zatímco vnitřní oxidační vrstva bohatá na železo a chrom je směs magnetitu a spinelu (FeCr_2O_4) a má přibližně tloušťku 8 μm . Vnitřní oxidická vrstva na rozhraní oxid – kov má tloušťku 5 μm , která se vyznačuje postupnou změnou oxidací legujících prvků v matici. Wolfram, molybden a vanad obohacují vnitřní oxidační vrstvu, přičemž ochuzují vnější oxidační vrstvu. Nikl obohacuje oxidační vrstvu na rozhraní mezi oxidy a kovem. Mangan obohacuje vnitřní oxidační vrstvu. Každý legující prvek má různou afinitu s kyslíkem. Vytvořená vnitřní oxidační vrstva brání proti prolínání kyslíku ke kovu. Hmotnostní nárůst oxidických produktů při teplotě 600 °C je mnohem vyšší než při vystavení na teplotě 500 °C a 550 °C [7].



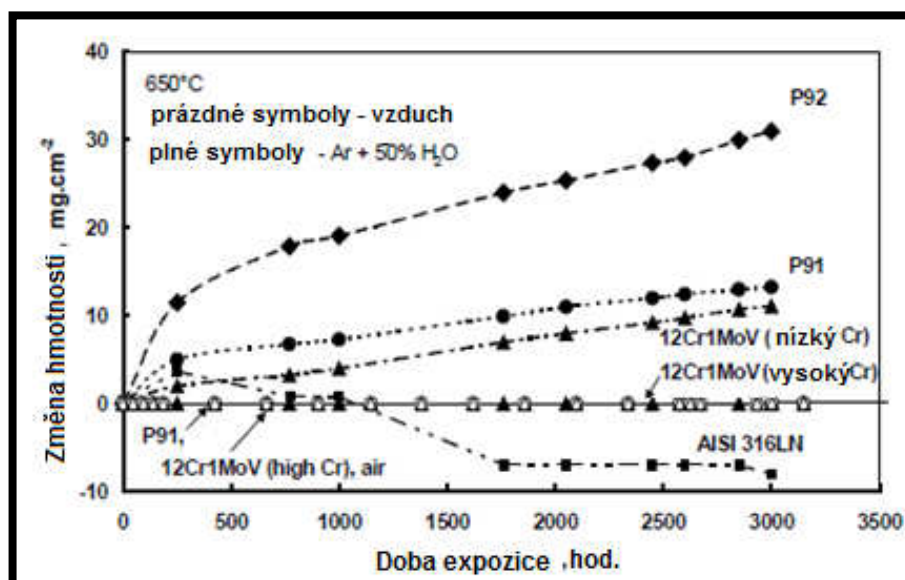
Obr. 15: Průřez snímku oceli P92 pořízený pomocí SEM vystavený v nadkritických parametrech vodní páry při tlaku 25 MPa, při teplotě 550 °C a po dobu 1000 h [7].

Obrázek 16 ukazuje srovnání nárůstu hmotnosti oceli P92 a HCM12A při vystavení v nadkritických podmínkách vodní páry. Ocel HCM12A ukazuje mírné zvětšení nárůstu hmotnosti během krátkého vystavení po dobu 336 h a 667 h. A přitom menší úbytek hmotnosti po delším vystavení po dobu 1000 h je srovnatelný s ocelí P92 při teplotě 360 °C. Vystavené oceli při teplotě 500 °C ukazují oxidační kinetiku blížící se k ideální parabolické oxidační rychlosti ($n = 0,5$) [8].



Obr. 16: Změna hmotnosti ocelí P92 (NF616) a HCM12A při vystavení v nadkritických podmínkách vodní páry o teplotě 360, 400, 500, 600 °C [8].

V obrázku 17 je znázorněna změna korozních produktů u chromových ocelí vystavených v směsi plynu argonu a vody nebo na vzduchu při teplotě 650 °C. V oceli P92 při teplotě 500 °C až 600 °C a tlaku 25 MPa vodní páry s rozpuštěným kyslíkem s obsahem pod 10 ppb po dobu 1000 h se tvoří na povrchu dvojí oxidická vrstva, která se skládá z vnější vrstvy magnetitu a vnitřní vrstvy magnetitu a spinelu. Počáteční oxidace má poměrně vysokou poréznost, která se snižuje v průběhu vystavení v provozu. Rychlost oxidace má parabolické pravidlo a časový exponent n se zvyšuje v průběhu teplotního vystavení. Průběh koroze při teplotě 600 °C je velmi závažný, protože kolem hranic zrn oxidů vznikají trhliny [7].



Obr. 17: Změna hmotnosti korozních produktů u Cr ocelí vystavených v směsi plynu Ar-50% H₂O a na vzduchu při teplotě 650 °C [13].

U trubek neohýbaných a ohýbaných jsou v průřezu tloušťky oxidické vrstvy různé korozní rychlosti. Ve srovnání s neohýbanou ocelí, rychlost růstu oxidické vrstvy u ohýbané oceli je pomalejší a hodnoty tloušťky oxidické vrstvy jsou okolo 25 % nižší [11].

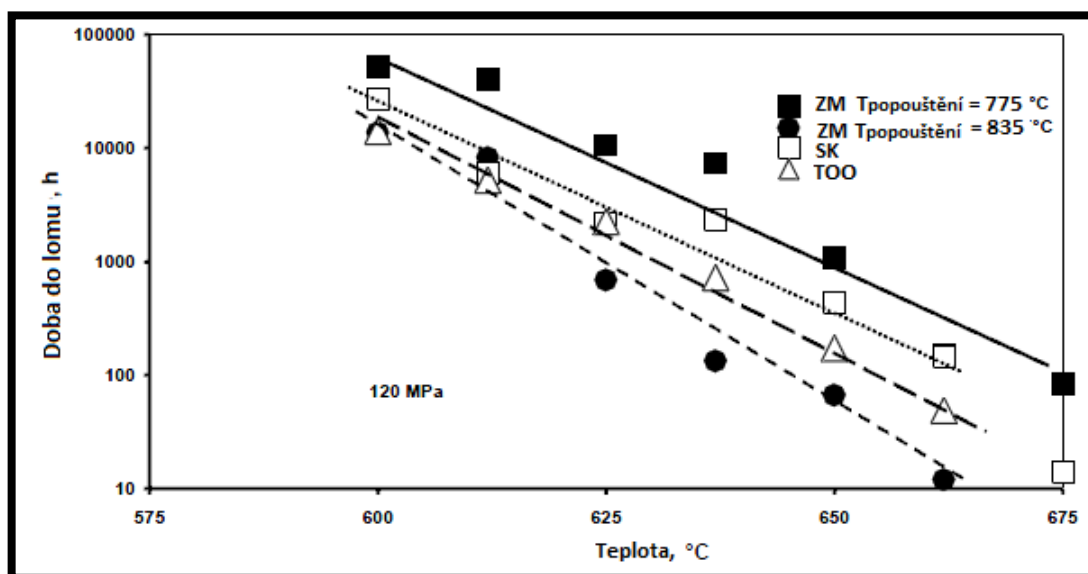
2.2.6 Mikrostruktura a creep u svarových spojů oceli P92

Většina dílců z tepelných elektráren a běžné strojní součásti jsou převážně spojovány svařováním. Svarové spoje jsou během svařování tepelně ovlivněny, a tudíž ve svarových spoích vznikají napětí a deformace. Proto tedy ve svarovém spoji a zvláště v tepelně ovlivněné oblasti dochází ke zhoršení mechanických a žáropevných vlastností z celého výrobku.

V práci zaměřené na zkoumání mikrostruktury a creepových vlastností svarového spoje oceli P92 bylo zjištěno, že mikrostruktura svarového spoje svařeného metodou 111 se skládá z popouštěného martenzitu s vysokou hustotou dislokací a jemně rozptýlenými karbidy nebo karbonitridy. Převládající precipitace částic jsou karbidy M₂₃C₆. Tyto částice karbidů M₂₃C₆ jsou umístěné převážně na původních hranicích zrn austenitu a hranicích subzrn. Nicméně se také objevují uvnitř laťkového martenzitu. V mikrostruktuře se vyskytují jemně kuličkové karbonitridy bohaté na niob, deskové nitridy bohaté na vanad a V – křídýlka (wings). Z hlediska odolnosti proti creepovému namáhání je nejmíň odolná oblast svarového spoje v pásmu částečné překrystalizace v TOO. Pásmo částečné překrystalizace má nejmenší hustotu dislokací a největší velikosti částic karbidů M₂₃C₆, MX fáze [14].

Mikrostruktura svarového spoje (základní materiál, pásmo přehřátí v TOO a pásmo částečné překrystalizace v TOO) po creepové deformaci se skládá z malých subzrn s nízkou hustotou dislokací a jemně rozptýlenými karbidy, karbonitridy a Lavesovou fází. Převládající precipitací jsou hrubé částice karbidů $M_{23}C_6$. Tyto částice karbidů $M_{23}C_6$ jsou umístěny převážně na hranicích subzrn., nicméně objevují se také uvnitř větších subzrn feritu. V mikrostruktuře se vyskytují jemně kuličkové karbonitridy bohaté na niob, deskové nitridy bohaté na vanad a V – křídýlka (wings). Nejmenší hustota dislokací a největší $M_{23}C_6$, MX částice ve svarovém spoji po creepové deformaci jsou v pásmu částečné rekystalizace, a proto je to nejméně odolná oblast svarového spoje proti creepovému namáhání. Největší hustota dislokací je v oblasti svarového spoje v pásmu přehřátí. Velikost částic $M_{23}C_6$ je podobná v pásmu částečné překrystalizace v TOO. V pásmu přehřátí v TOO jsou největší částice Lavesovy fáze [14].

V práci zabývající se creepovými vlastnostmi svarového spoje oceli P92 byla creepová pevnost svarového spoje v povoleném rozptylovém pásmu – 20 % pevnosti základního materiálu. Se zvyšujícím se časem do lomu, zejména u vyšších teplot se creepová pevnost svarového spoje snižuje až blízko k povolenému rozptylovému pásmu – 40 % pevnosti základního materiálu. Na obrázku 18 je znázorněna časová závislost meze pevnosti při tečení u svarového spoje oceli P92 a srovnána se základním materiálem oceli P92. Největší snížení hustoty dislokací před a po creepové deformaci je v základním materiálu. Nejvíce hrubé částice $M_{23}C_6$ jsou v oblasti svarového spoje v pásmu přehřátí v TOO. Hrubnutí částic MX fáze po creepové deformaci je velmi pomalé v celé oblasti svarového spoje. Částice MX fáze jsou velmi stabilní během creepové deformace a jsou užitečné pro zvýšení creepové pevnosti u svarových spojů. Po creepové deformaci po 9000 h a teplotě 600 °C se začíná vyskytovat Lavesova fáze [14].



Obr. 18: Časová závislost meze pevnosti při tečení při konstantním napětí 120 MPa u svarového spoje oceli P92 po tepelném zpracování po svařování 740 °C/ 2 h a srovnání se základním materiálem oceli P92 popouštěným při teplotě 775 °C a 835 °C [15].

2.2.7 Svařitelnost modifikovaných martenzitických ocelí

Vzhledem k chemickému složení CrMoV ocelí je jejich svařitelnost limitovaná. Modifikované chromové oceli mají vysoký uhlíkový ekvivalent, tím se snadněji zakalí a roste nebezpečí vzniku prasklin. Vážným typem trhlin, které vznikají jsou studené trhliny. Mohou vznikat v tepelně ovlivněné oblasti a ve svarovém kovu. Pro zmírnění rychlosti chladnutí a usnadnění difuze vodíku se musí použít při svařování přehřev, kontrolovat teplotu interpass, dohřev a mezi operační teplotu až do okamžiku žhání.

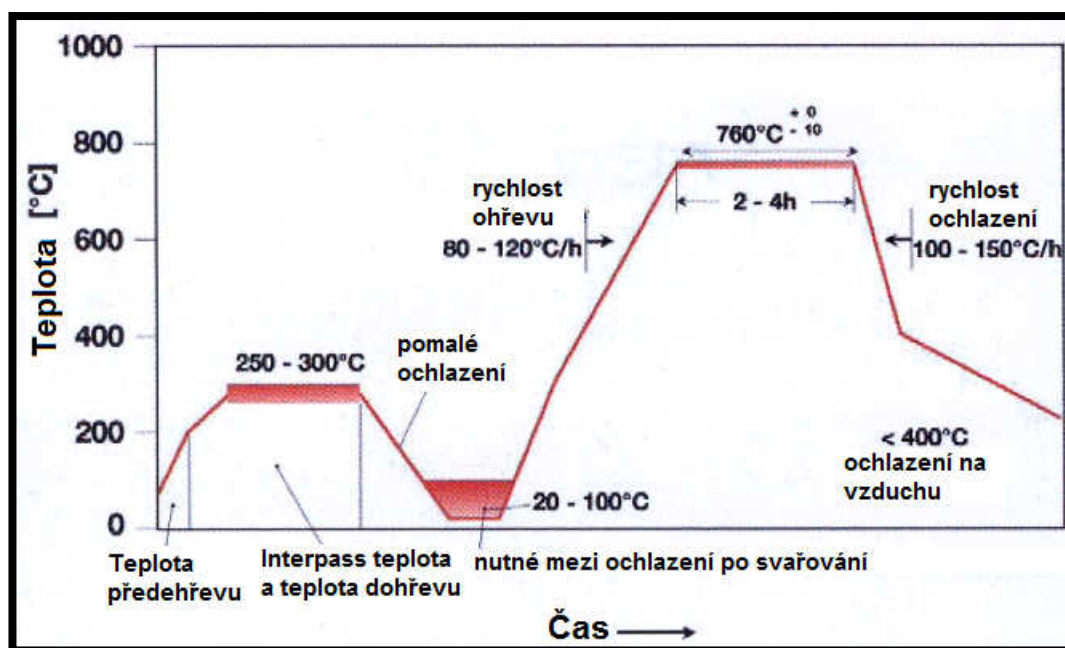
U svarových spojů je cílem dosažení vysokých hodnot meze pevnosti při tečení a zároveň vyhovující úrovně vrubové houževnatosti. Proto pro dosažení vyhovující hodnoty vrubové houževnatosti obsahují přídatné materiály vyšší obsah niklu max. 1 hm. % než základní materiály a nízký obsah difuzního vodíku [2]. Se zvyšujícím se obsahem bóru v přídatném materiálu klesá houževnatost svarového kovu.

Modifikované 9 % Cr oceli mají tyto výhody na rozdíl od 12 % Cr oceli v porovnání se svařitelností [16]:

- s ohledem na nižší obsah uhlíku má vznikající martenzit nižší tvrdost, což umožní snížit teplotu přehřevu a teplotu interpass
- výrazně nižší náchylnost oceli ke vzniku studených trhlin

- snížení nebezpečí vzniku trhlin při volném ochlazování i tlustostěnných svarových spojů na teplotu okolí před následným tepelným zpracováním
- nižší náchylnost na korozní praskání svarových spojů.

Na obrázku 19 máme znázorněn doporučený celý teplotní režim svařování včetně tepelného zpracování po svařování podle výrobce přídatných materiálů Böhler pro ocel P91, E911 a P92.



Obr. 19: Teploty při svařování a následné tepelné zpracování po svařování ocelí P91, E911 a P92 [18].

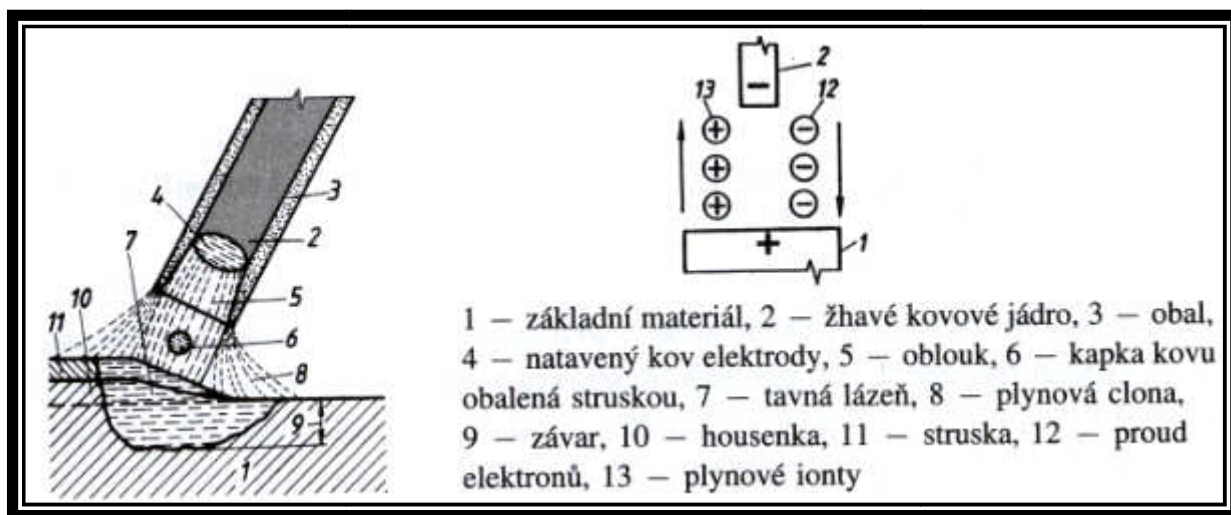
3 Popis metod svařování 111 a 141

3.1 Svařování elektrickým obloukem obalenou elektrodou, metoda 111

Při svařování metodou 111 hoří elektrický oblouk mezi základním materiálem a obalenou elektrodou. Při hoření oblouku vzniká teplo, které roztavuje povrch základní materiálu a taví kovové jádro elektrody s obalem. Roztavený kov elektrody přechází sloupcem oblouku do tavné lázně a slitím tohoto přídavného materiálu a nataveného základního materiálu vzniká svar. Svarová lázeň postupem času tuhne a na povrchu svarového kovu z roztaveného obalu elektrody vzniká struska. Struska vzniklá z obalu elektrody má účel chránit odtavované kapky kovu před okolní atmosférou tak, že kapky kovu obaluje a vytváří plynovou clonu, která zabraňuje přístupu vzduchu ke kapkám kovu. Na obrázku 20 je znázorněno svařování metodou 111 [17].

Pro ruční svařování elektrickým obloukem se používají obalené elektrody. Tyto elektrody se skládají z jádra (drátu) a obalu elektrody. Funkce obalu spočívá nejen v usnadnění hoření a ovládání oblouku, ale má i vliv na metalurgické pochody při tvorbě svarového spoje. Hlavní funkce obalu elektrod jsou [19]:

- ochrana svarového kovu před účinky okolní atmosféry. V obalu jsou obsaženy plynotvorné látky (celulóza), které při hoření oblouku vytvářejí ochranou atmosféru.
- obal elektrody obsahuje prvky ionizační látky (soli alkalických kovů – sodíku, draslíku, vápníku, titanu), které usnadňují zapálení oblouku a stabilizují jeho hoření
- ovlivnění metalurgických pochodů při tavení a chladnutí kovu. V obalu jsou obsaženy struskotvorné přísady (magnezit, křemičitany, dolomit, živec, vápenec, kazivec, rutil, mastek). Vzniklá struska chemicky vhodně reaguje s taveninou, formuje tvar svarové housenky a zpomaluje chladnutí svarového spoje.
- ochrana před vypálením některých prvků při průchodu sloupcem oblouku. Obal dále rafinuje (čistí) svarový kov a doplňuje vyhořelé prvky. Legující prvky se dodávají do svaru z obalu elektrody.
- zajištění snadného odstranění strusky z povrchu svarového kovu



Obr. 20: Schéma svařování metodou 111 [17].

3.2 Svařování netavnou elektrodou v inertním plynu, metoda 141

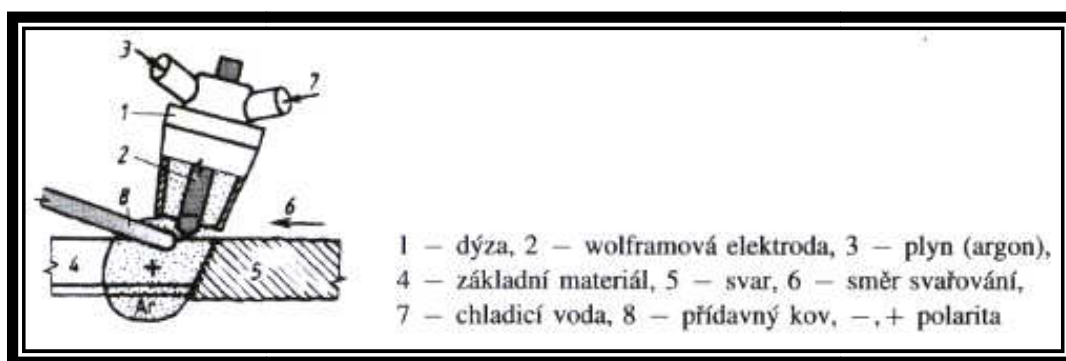
Při svařování metodou 141 hoří oblouk mezi netavící se wolframovou elektrodou a svařovaným základním materiálem v proudu inertního plynu. Inertní plyn se používá argon, helium nebo jejich směs. Inertní plyn chrání svarový kov před vlivem okolní atmosféry a zvyšuje stabilitu svařovacího oblouku. Svařovací elektrody se používají buď z čistého wolframu nebo s přísadou oxidu thoria. Svařuje se bez přídavného materiálu nebo i s přídavným materiálem ve formě drátu podobného chemického složení jako je základní materiál. Na obrázku 21 je znázorněno svařování metodou 141 [17].

Metodou 141 se svařuje ve všech polohách, zpravidla dopředu. Při svařování se udržuje krátký oblouk z důvodu úzké tepelně ovlivněné oblasti. Při svařování se má pohybovat vysunutí elektrody z hořáku v mezích 1 až 1,5 násobek průměru elektrody při svařování tupých svarů. Oblouk se zapaluje u většiny zdrojů bezdotykově, pomocí vysokofrekvenční ionizace [19].

Pro svařování chromových ocelí se používá stejnosměrný proud a přímé zapojení, kdy wolframová elektroda je zapojena na pól mínus. Jako ochranný plyn se používá čistý argon. Pro zvýšení rychlosti svařování směs argon-helium. Prostřednictvím obsahu helia se zvyšuje napětí na oblouku a zvyšuje se množství tepla předávaného do svaru. Při svařování chromových a niklových ocelí je třeba dbát z hlediska korozivzdornosti na dokonalou ochranu plynem. Z toho důvodu se používá někdy i druhá plynová tryska, kterou proudí ochranný plyn na chladnou svarový spoj. Zároveň je třeba zajistit ochranu svaru ze strany kořene. Při svařování martenzitických ocelí je z důvodu úspory jako ochranný plyn ze strany kořene

(formovací) používán dusík. Během svařování na volném prostranství je třeba brát v úvahu rychlost větru, která by neměla činit víc než 0,5 m /s [19].

Pro svařování metodou 141 se používají wolframové elektrody s přísadami. Jejich volba závisí na druhu proudu a oblasti použití. Podle materiálu rozeznáváme elektrody z čistého wolframu, thoriované wolframové a pásové. Čisté wolframové elektrody jsou vyrobeny z wolframového prášku. Thoriované elektrody jsou vyráběny přidáním 1 až 4 % oxidu thoria. Oxid thoria je rovnoměrně obsažen v celé elektrodě. Pásové elektrody obsahují oxid thoria v pásích paralelně s osou elektrody. Wolframová elektroda je zhruba o 1000 °C teplejší než thoriová. Zatímco u wolframové elektrody se špička při stabilním hoření oblouku nataví, thoriová zůstává v pevném stavu. Každý typ elektrody má svůj rozsah zatížení. Záleží na polaritě a druhu proudu. Závar záleží na úpravě konce elektrody [19].



Obr. 21: Schéma svařování metodou 141 [17].

EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4 Návrh parametrů technologie svařování zkušebních svarových spojů

Zkušební desky pro experimentální část byly dodány z firmy Flash Steel Power, a.s. Zkoušky se prováděly na třech svarových spojkách o tloušťce 8 mm a na čtyřech svarových spojkách o tloušťce 20 mm. Materiál zkušebních desek je P92 (X10CrWMoVNb9-2) a chemické složení je uvedeno v tabulce 6. Rozměry zkušebních desek o tloušťce 8 mm byly 8 x 150 x 300 mm, u desek o tloušťce 20 mm byly rozměry 20 x 150 x 360 mm. Zkušební desky o tloušťce 8 mm byly svařeny metodou svařování 141. Zkušební desky o tloušťce 20 mm byly svařovány metodami svařování 141 a 111. Pro vyhodnocení svarových spojů u zkušebních svařovaných desek o tloušťce 8 mm byly provedeny následující zkoušky: zkouška tahem, zkouška rázem v ohybu a zkouška tvrdosti podle Vickerse. Zkušební svařované desky o tloušťce 20 mm byly doplněny o nedestruktivní zkoušku prozářením.

Tab. 6: Chemické složení základního materiálu oceli P92.

C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cu (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	V (%)	Ti (%)	W (%)
0,093	0,50	0,32	0,020	0,0030	0,10	0,206	8,62	0,517	0,196	<0,004	1,56
Al-c (%)	Nb (%)	Co (%)	B (%)	As (%)	Sn (%)	Pb (%)	Sb (%)	N (%)	O (%)	H (ppm)	Bi (%)
0,012	0,064	0,023	0,0021	0,009	0,007	0,003	0,018	0,033	0,004	0,7	<0,003

Zkušební svařené desky jsou značeny:

Pro tloušťku 8 mm zkušební svařené desky:

- vzorek č.1 – P92/2, vzorek č.2 – P92/3, vzorek č.3 – P92/6

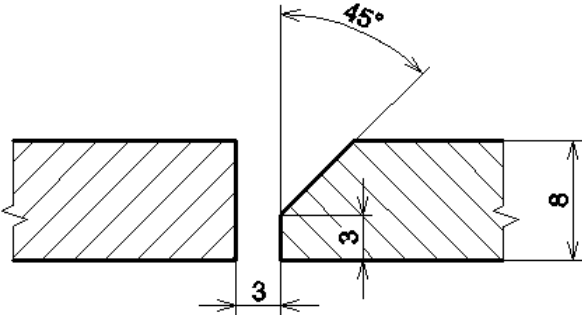
Pro tloušťku 20 mm zkušební svařené desky:

- vzorek č.4 – P92-20-1, vzorek č.5 - P92-20-2, vzorek č.6 - P92-20-3, vzorek č.7 - P92-20-4

➤ **návrh parametrů technologie svařování zkušebních svarových spojů desek tloušťky 8 mm**

Pro svařované desky tloušťky 8 mm byly navrženy následující svařovací parametry na základě minulých experimentálních prací:

Tab. 7: Návrh svařovacích parametrů pro desky tloušťky 8 mm.

Typ svarového spoje	
Metoda svařování	141
Poloha svařování	PA
Ochranný plyn	ARCAL TIG/MIG (EG – č.231-147-0)
Přídavný materiál	Böhler Thermanit MTS 616 (EN 12070-WZ CrMoWVNb 9 0,5 1,5) $\phi 2,4$
Svařovací proud	110 – 180 A
Svařovací napětí	11 – 15 V
Rychlost svařování	0,70 – 2,80 mm·s ⁻¹
Tepelný příkon	0,40 – 1,80 kJ·mm ⁻¹
Teplota předehřevu	200 °C
Teplota interpass	max. 300 °C
Teplota/Čas dohřevu	250 °C / 2 h

Pro svařování zkušebních desek byl použit přídavný materiál od výrobce Böhler výrobního značení Thermanit MTS 616 (EN 12070-WZ CrMoWVNb 9 0,5 1,5), který má tyto následující vlastnosti:

Tab. 8: Chemické složení přídavného materiálu, hm. % [20].

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N
0,1	0,38	0,45	8,8	0,4	0,6	1,6	0,2	0,06	0,04

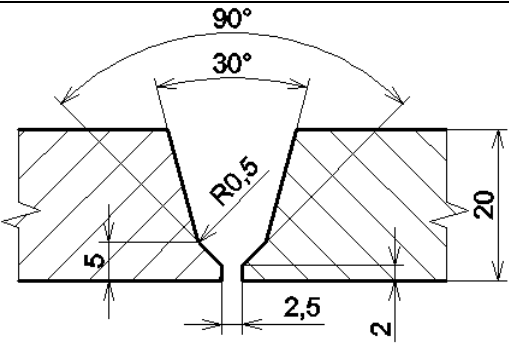
Tab. 9: Minimální mechanické hodnoty přídavného materiálu při běžné teplotě po tepelném zpracování 760 °C/ > 2 h [20].

R _e (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	KV (J)
560	720	15	41

➤ **návrh parametrů technologie svařování zkušebních svarových spojů desek tloušťky 20 mm**

Pro svařované desky tloušťky 20 mm byly navrženy následující svařovací parametry na základě minulých experimentálních prací:

Tab. 10: Návrh svařovacích parametrů pro desky tloušťky 20 mm.

Typ svarového spoje	
Metoda svařování	141 – kořen, 111 – výplň
Poloha svařování	PA
Ochranný plyn	ARCAL TIG/MIG (EG – č.231-147-0)
Přídavný materiál	141 – Böhler Thermanit MTS 616 (EN 12070-WZ CrMoWVNb 9 0,5 1,5) $\phi 2,4$ 111 – Böhler Thermanit MTS 616 (EN 1599:EZ CrMoWVNb 9 0,5 2 B 4 2H5) $\phi 2,5$, $\phi 3,2$
Svařovací proud	141: 110 – 180 A 111: 80 – 105 A
Svařovací napětí	141: 11 – 15 V 111: 18 – 24 V
Rychlost svařování	141: $0,70 - 2,80 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 111: $2,00 - 5,50 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$
Tepelný příkon	141: $0,40 - 1,80 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 111: $0,30 - 0,60 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$
Teplota předehřevu	200 °C
Teplota interpass	max. 300 °C
Teplota/Čas dohřevu	250 °C / 2 h

Pro svařování kořene svarového spoje byl použit přídatný materiál od výrobce Böhler výrobního značení Thermanit MTS 616 (EN 12070-WZ CrMoWVNb 9 0,5 1,5), který má tyto následující vlastnosti:

Tab. 11: Chemické složení přídatného materiálu, hm. % [20].

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N
0,1	0,38	0,45	8,8	0,4	0,6	1,6	0,2	0,06	0,04

Tab. 12: Minimální mechanické hodnoty přídatného materiálu při běžné teplotě po tepelném zpracování 760 °C/ > 2 h [20].

R _e (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	KV (J)
560	720	15	41

Pro svaření výplně svarového spoje byl použit přídatný materiál od výrobce Böhler výrobního značení Thermanit MTS 616 (EN 1599:EZCrMoWVNb 9 0,5 2 B 4 2H5), který má tyto následující vlastnosti:

Tab. 13: Chemické složení přídatného materiálu, hm. % [20].

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N
0,11	0,2	0,6	8,8	0,5	0,7	1,6	0,2	0,05	0,05

Tab. 14: Minimální mechanické hodnoty přídatného materiálu při běžné teplotě po tepelném zpracování 760 °C/ > 2 h [20].

R _e (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	KV (J)
560	720	15	41

5 Návrh tepelného zpracování zkušebních svarových spojů

Návrh tepelné zpracování po svařování zkušebních svařovaných desek je uveden v tabulce 15 a 16. U vzorku č. P92-20-4 nebude aplikováno tepelné zpracování po svařování. U ostatních vzorků bude aplikováno tepelné zpracování po svařování. Žíhací teplota je navrhována 760 °C, doba výdrže na žíhací teplotě je navrhována od 2 do 6 h. Na obrázku 22 je pec pro tepelné zpracování svařených vzorků. Na obrázku 23 je teploměr pro měření teploty interpass.



Obr. 22: Pec pro tepelné zpracování zkušebních svařených vzorků.

- **návrh tepelného zpracování po svařování zkušebních svarových spojů desek tloušťky 8 mm**

Tab. 15: Návrh tepelného zpracování po svařování zkušebních svařených vzorků tloušťky 8 mm.

Tepelné zpracování po svařování	Vzorek č. P92/2 - 760 °C/ 2 h
	Vzorek č. P92/3 – 760 °C/ 3 h
	Vzorek č. P92/6 – 760 °C/ 6 h

- návrh tepelného zpracování po svařování zkušebních svarových spojů desek tloušťky 20 mm

Tab. 16: Návrh tepelného zpracování po svařování zkušebních svařených vzorků tloušťky 20 mm.

Tepelné zpracování po svařování	Vzorek č. P92-20-4 – bez TZ
	Vzorek č. P92-20-1 – 760 °C/ 2 h
	Vzorek č. P92-20-2 – 760 °C/ 3 h
	Vzorek č. P92-20-3 – 760 °C/ 5 h



Obr. 23: Teploměr pro měření teploty interpass.

6 Provedení zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm a 20 mm

Svaření zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm a 20 mm proběhlo v Českém svářečském ústavu v Ostravě. Nejprve se svařovaly zkušební desky tloušťky 8 mm metodou svařování 141 a po té se svařily zkušební desky tloušťky 20 mm metodou 141 a 111. U zkušební svařené desky tloušťky 20 mm byl kořen svaru svařen metodou 141 a výplň svaru byla svařena metodou 111. Na obrázku 24 je vyfocena zkušební svařovaná deska tloušťky 8mm.

Skutečné svařovací parametry a jednotlivé teploty interpass, které byly naměřeny a zjištěny při svařování zkušebních desek v Českém svářečském ústavu, s.r.o. jsou uvedeny v přílohách č. 1 – 7. Pro svarové spoje tloušťky 8mm to jsou přílohy č.1, č. 2, č. 3 a pro svarové spoje tloušťky 20 mm to jsou přílohy č. 4, č. 5, č. 6, č. 7.



Obr. 24: Zkušební svařovaná deska tloušťky 8 mm.

7 Návrh nedestruktivních zkoušek svarových spojů

Nedestruktivní metoda zkoušení svarových spojů probíhala ve zkušebních laboratořích NDtest, s.r.o. na základě protokolů s požadavky na nedestruktivní zkoušky.

7.1 Zkouška prozářením RT

Byla provedena zkouška prozářením RT dle normy ČSN EN 1435 na svarových spojkách tloušťky 20 mm. Zkouškou prozářením byly zjištěny nepřipustné vady dle normy hodnocení ČSN EN 12517-1 st1. Dle hodnocení podle normy ČSN EN 12517-1 st1 nevyhovuje žádný ze zkoušených svarových spojů z důvodu uvedených druhů vad v tabulce 17.

Tab. 17: Výsledky zkoušky prozářením svarových spojů tloušťky 20 mm.

Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Metoda svařování	Vyhodnocení / druhy vad
P92-20-4	bez TZ	141+111	trhlina
			bublina
			struskové vměstky
P92-20-1	760 °C/ 2 h	141+111	trhlina
			bublina
			struskové vměstky
P92-20-2	760 °C/ 3 h	141+111	trhlina
			struskové vměstky
P92-20-3	760 °C/ 5 h	141+111	trhlina
			bublina
			struskové vměstky

7.1.1 Vyhodnocení zkoušky prozářením

I když jsou zjištěné vady z hlediska normy ČSN EN 12517-1 st1 nepřipustné, experimentální práce nebyly zastaveny. Podstatou navržených experimentů je totiž sledovat vliv tepelného zpracování po svařování u svarových spojů na změnu mechanických vlastností. Kdyby se jednalo o schvalování svarových spojů ve výrobě, nemohly by tyto svarové spoje být použity pro další zkoušení. Jelikož se jedná o výzkum bylo z ekonomických důvodů rozhodnuto pokračovat v experimentálním programu.

8 Návrh destruktivních zkoušek svarových spojů

Destruktivní metody zkoušení svarových spojů probíhaly ve zkušebních laboratořích Vítkovice testing center s.r.o na základě protokolů s požadavky na destruktivní zkoušky.

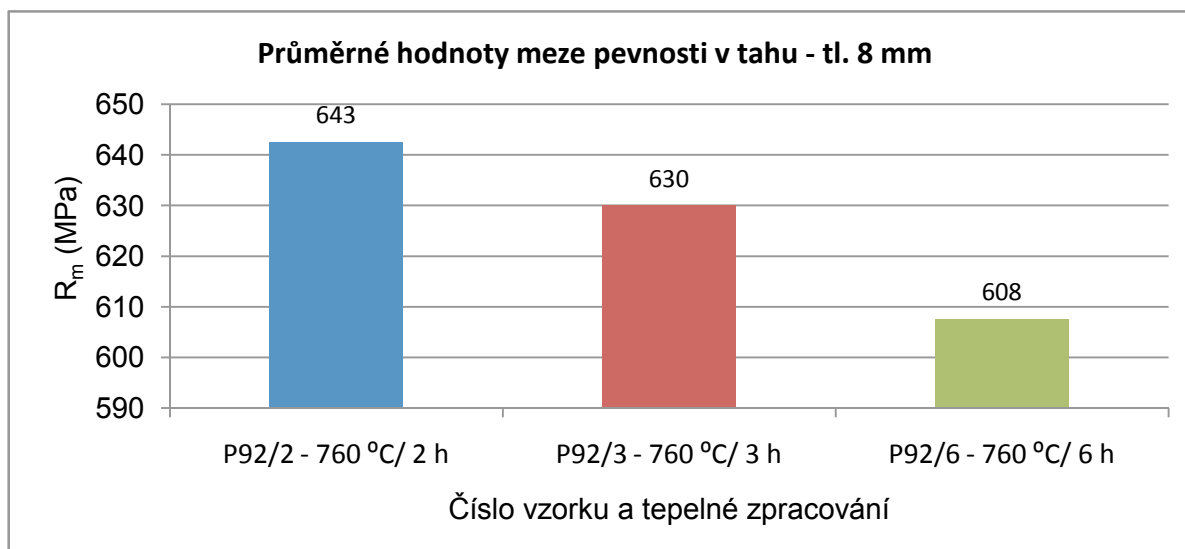
8.1 Zkouška tahem

Příčná zkouška tahem probíhala na zkušebním trhacím stroji za teploty 20 °C dle normy ČSN EN ISO 4136 na zkušebních svařených deskách tloušťky 8 mm a 20 mm, ze kterých se odebralo z každé svařené desky dvě zkušební tyče. K lomu došlo vždy mimo svar. Minimální požadovaná hodnota při teplotě 20 °C dle normy ČSN EN 10216 – 2 je $R_m = 620 - 850$ MPa. V tomto stanoveném rozsahu vyhovují všechny naměřené vzorky kromě vzorku č. P92/6. Vzorek č. P92/6 má nižší hodnotu než je stanovená minimální hodnota meze pevnosti v tahu dle normy ČSN EN 10216.

➤ zkušební svarové spoje desek tloušťky 8 mm

Tab. 18: Hodnoty ze zkoušky tahem pro zkušební tyče odebrané ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 8 mm.

Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Průřez vzorku (mm ²)	Max. zatížení (kN)	Mez pevnosti v tahu R_m (MPa)	Průměrná mez pevnosti v tahu R_m (MPa)
P92/2	760 °C/ 2 h	196,7	126	641	643
		194,2	125	644	
P92/3	760 °C/ 3 h	200,0	125	625	630
		200,0	127	635	
P92/6	760 °C/ 6 h	205,0	123	600	608
		200,0	123	615	

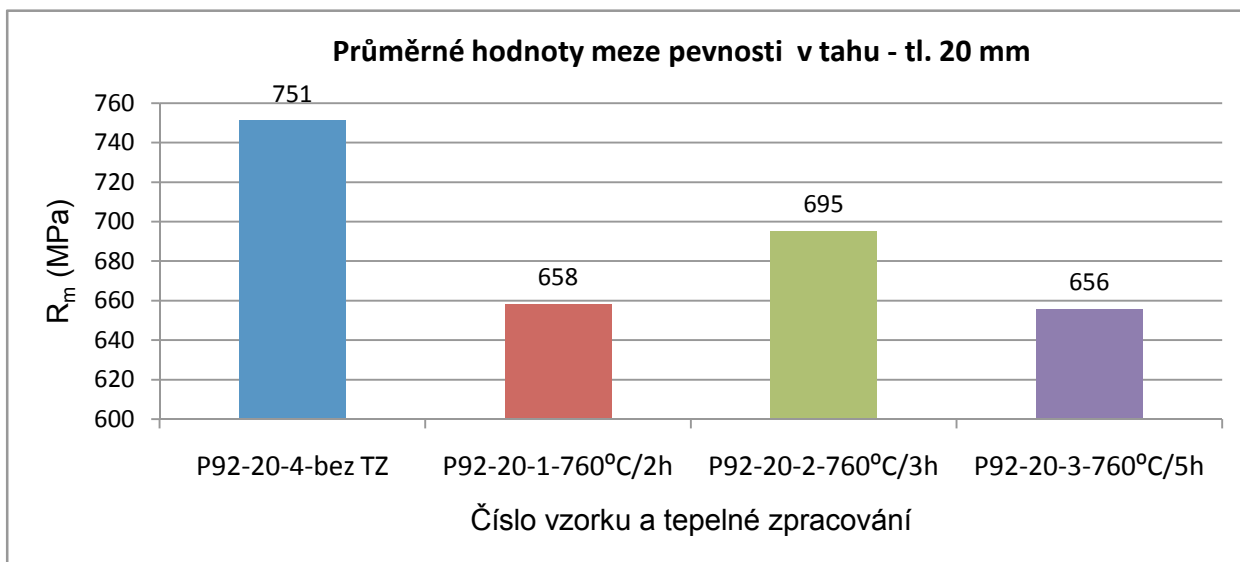


Graf 1: Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu ze zkušebních tyčí odebraných ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 8 mm.

➤ **zkušební svarové spoje desek tloušťky 20 mm**

Tab. 19: Hodnoty ze zkoušky tahem pro zkušební tyče odebrané ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 20 mm.

Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Průřez vzorku (mm ²)	Max. zatížení (kN)	Mez pevnosti v tahu R_m (MPa)	Průměrná mez pevnosti v tahu R_m (MPa)
P92-20-4	bez TZ	479,5	391	786	751
		479,5	356	716	
P92-20-1	760 °C/ 2 h	502,0	327	651	658
		497,5	331	665	
P92-20-2	760 °C/ 3 h	500,0	344	688	695
		500,0	351	702	
P92-20-3	760 °C/ 5 h	500,0	324	648	656
		497,5	330	663	



Graf 2: Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu ze zkušebních tyčí odebraných ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 20 mm.

8.1.1 Vyhodnocení meze pevnosti v tahu

Stanovený rozsah meze pevnosti v tahu při teplotě 20 °C dle normy ČSN EN 10216 – 2 je $R_m = 620 - 850$ MPa. V daném rozsahu vyhovují všechny svarové spoje kromě vzorku č. P92/6. Svarový spoj vzorku č. P92/6 má nižší hodnotu než je stanovená minimální hodnota meze pevnosti v tahu dle normy ČSN EN 10216 – 2. Takto nízká mez pevnosti v tahu u vzorku č. P92/6 může být zapříčiněna delším tepelným zpracováním po svařování, které činilo setrvání na žíhací teplotě 760 °C po dobu 6 h. U vzorků svarových spojů tloušťky 8 mm nastává pozvolné snižování meze pevnosti v tahu s postupným prodlužováním doby výdrže na žíhací teplotě.

U vzorků svarových spojů tloušťky 20 mm k snižování meze pevnosti v tahu s delší dobou výdrže na žíhací teplotě nastalo kromě vzorku č. P92-20-1 s tepelným zpracováním 760 °C/ 2 h, kde činila mez pevnosti v tahu 658 MPa. Nízkou hodnotu meze pevnosti u tohoto vzorku mohla zapříčinit nevhodně orientovaná trhlina, která byla identifikována zkouškou prozářením. Nejvhodnější tepelné zpracování po svařování z hlediska udržení si vysoké meze pevnosti v tahu u svarových spojů tloušťky 8 mm je 760 °C/ 2 h a u svarových spojů tloušťky 20 mm je 760 °C/ 3 h. Svarové spoje z martenzitických ocelí bez tepelného zpracování po svařování se nesmí používat u trubek pro tlakové nádoby a zařízení.

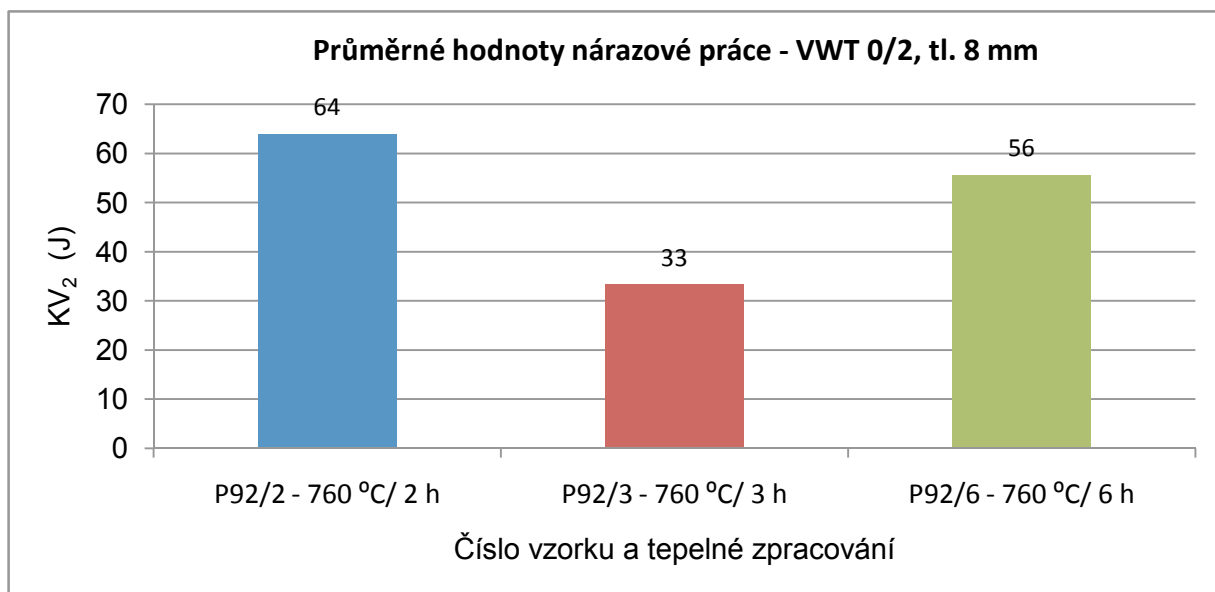
8.2 Zkouška rázem v ohybu

Zkouška probíhala za normální teploty 20 °C dle normy ČSN EN ISO 9016. Odebraly se z každé zkušební svařené desky tloušťky 8 mm zkušební tyče s V vrubem 2 mm o rozměrech 10 x 5 mm ze dvou oblastí svarového spoje. U zkušebních svařených desek tloušťky 20 mm se použily zkušební tyče s V vrubem 2mm o rozměrech 10 x 10 mm. Zkušební tyče byly odebrány ze svarového kovu VWT 0/2 (V – Charpy V-vrub, W – vrub ve svarovém kovu, T – vrub je kolmý k povrchu svarového spoje, 0 – vrub v ose svaru, 2 – vrub 2 mm pod povrchem svaru) a z tepelně ovlivněné oblasti VHT 2/2 (V – Charpy V-vrub, H – vrub v TOO, T – vrub je kolmý k povrchu svarového spoje, 2 – 2 mm od hranice natavení, 2 – 2 mm pod povrchem v TOO). Minimální požadovaná hodnota nárazové práce dle normy ČSN EN 10216-2 pro zkušební tyče o rozměrech 10 x 10 mm při teplotě + 20 °C je $KV = 27 \text{ J}$ a pro rozměry zkušební tyče 10 x 5 mm je minimální hodnota nárazové práce 14 J dle normy ČSN EN 13480-2. Požadované kritérium splnily zkušební svařené desky tloušťky 8 mm, kde byly použity zkušební tyče o rozměrech 10 x 5 mm. U zkušebních svařovaných desek tloušťky 20 mm, kde byly použity zkušební tyče o rozměrech 10 x 10 mm nevyhovuje vzorek č. P92 -20-4 v oblasti svarového kovu VWT 0/2 s hodnotou nárazové práce 8 J, tak i v tepelně ovlivněné oblasti VHT 2/2 s hodnotou nárazové práce 22 J.

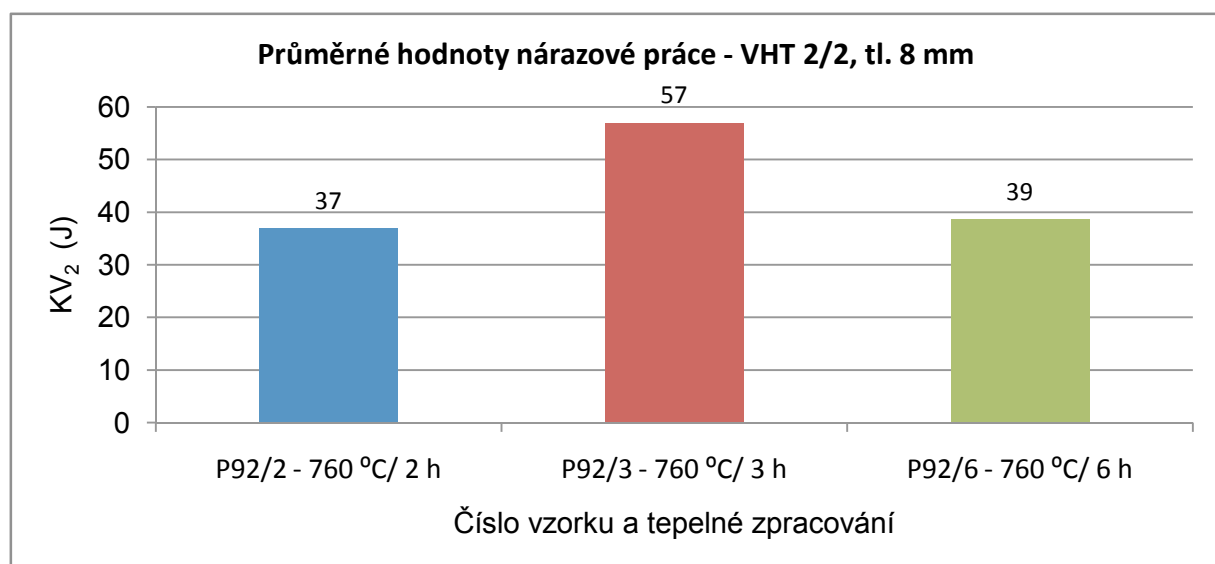
➤ zkušební svarové spoje desek tloušťky 8 mm

Tab. 20: Hodnoty získané ze zkoušky rázem v ohybu ze zkušebních tyčí odebraných ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 8 mm.

Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Odběr ze svarového spoje	Nárazová práce KV_2 (J)	Průměrná hodnota nárazové práce KV_2 (J)
P92/2	760 °C/ 2 h	VWT 0/2	72	64
			56	
			64	
		VHT 2/2	32	37
			43	
			36	
P92/3	760 °C/ 3 h	VWT 0/2	15	33
			41	
			44	
		VHT 2/2	59	57
			39	
			73	
P92/6	760 °C/ 6 h	VWT 0/2	60	56
			56	
			51	
		VHT 2/2	31	39
			29	
			56	



Graf 3: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2 ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 8 mm.

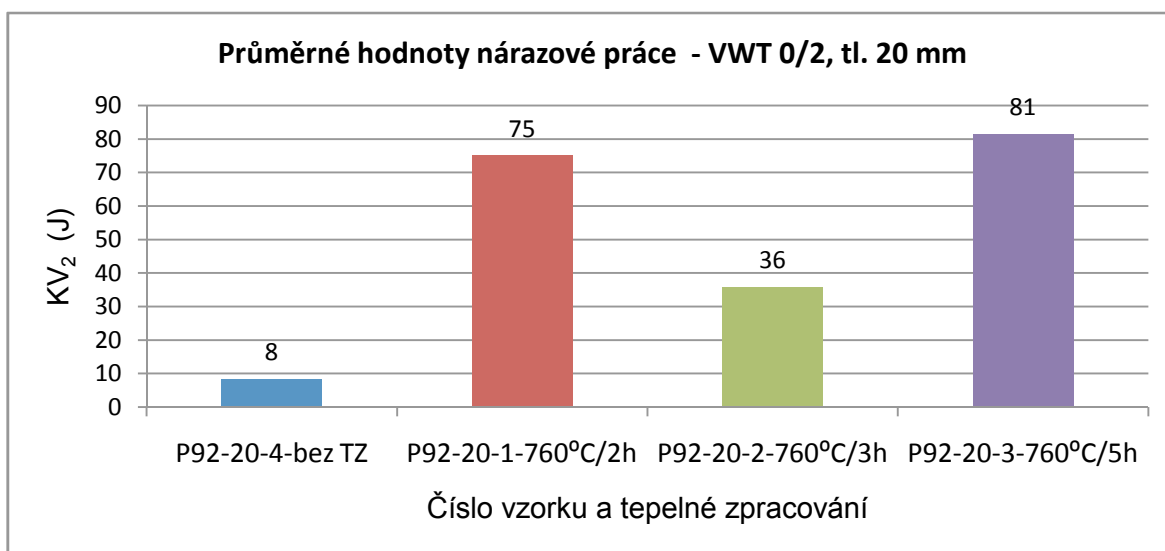


Graf 4: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v tepelně ovlivněné oblasti VHT 2/2 ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 8 mm.

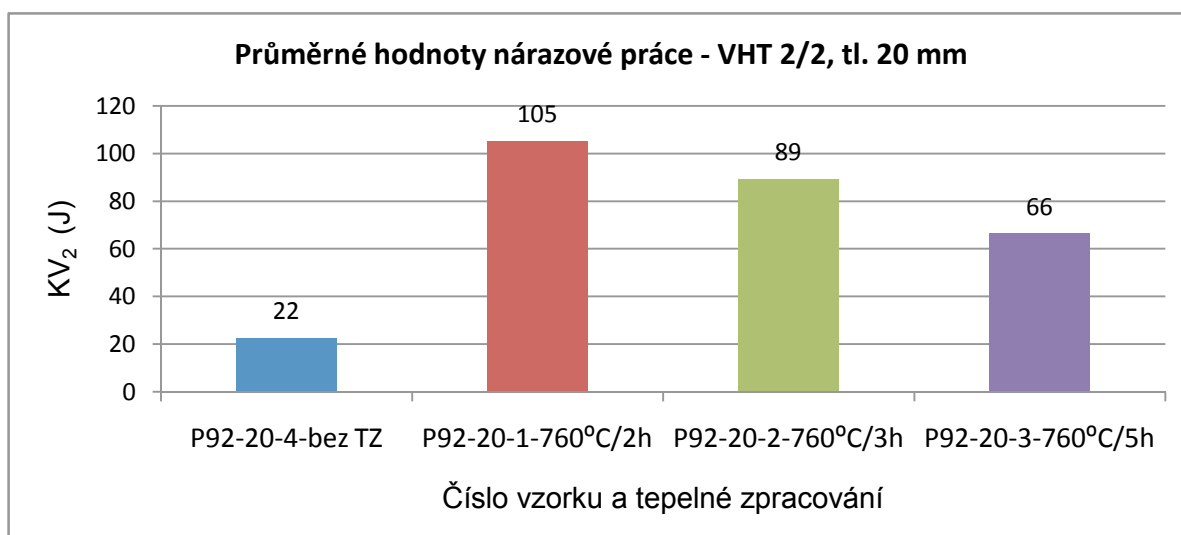
➤ **zkušební svarové spoje desek tloušťky 20 mm**

Tab. 21: Hodnoty získané ze zkoušky rázem v ohybu ze zkušebních tyčí odebraných ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 20 mm.

Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Odběr ze svarového spoje	Nárazová práce KV ₂ (J)	Průměrná hodnota nárazové práce KV ₂ (J)
P92-20-4	bez TZ	VWT 0/2	9	8
			8	
			8	
		VHT 2/2	12	22
			23	
			32	
P92-20-1	760 °C/ 2 h	VWT 0/2	83	75
			52	
			90	
		VHT 2/2	103	105
			115	
			98	
P92-20-2	760 °C/ 3 h	VWT 0/2	22	36
			39	
			46	
		VHT 2/2	91	89
			81	
			96	
P92-20-3	760 °C/ 5 h	VWT 0/2	57	81
			79	
			108	
		VHT 2/2	47	66
			56	
			96	



Graf 5: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2 ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 20 mm.



Graf 6: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v tepelně ovlivněné oblasti VHT 2/2 ze zkušebních svařených vzorků o tloušťce 20 mm.

8.2.1 Vyhodnocení nárazové práce

Minimální požadovanou hodnotu nárazové práce splnily svarové spoje tloušťky 8 mm, kde byly použity zkušební tyče o rozměrech 10 x 5 mm. U svarových spojů tloušťky 20 mm, kde byly použity zkušební tyče o rozměrech 10 x 10 mm vyhověly vzorky s tepelným zpracováním kromě vzorku č. P92 -20-4 bez tepelného zpracování po svařování. Tento vzorek nedosáhl minimální požadované hodnoty nárazové práce v oblasti svarového kovu VHT 0/2, tak i v tepelně ovlivněné oblasti VHT 2/2. To je zapříčiněno tím, že svarový spoj nebyl tepelně zpracován po svařování. Svarový spoj z martenzitické oceli bez tepelného zpracování po svařování nesmí být v praxi použit. U svarových spojů tloušťky 8 mm odebraných zkušebních tyčí ze svarového kovu dosahuje nárazová práce po 2 h výdrže na žíhací teplotě 64 J. U doby 3 h výdrže klesá nárazová práce na 33 J. U 6 h výdrže na žíhací teplotě dochází k zvýšení nárazové práce na 56 J. U Zkušebních tyčí odebraných z tepelně ovlivněné oblasti u svarových spojů tloušťky 8 mm nárazová práce po 2 h výdrže na žíhací teplotě dosahuje 37 J. Po 3 h výdrže se zvýší nárazová práce na 57 J. U 6 h výdrže na žíhací teplotě dochází k poklesu nárazové práce na 39 J. Nejvyšší hodnota nárazové práce u svarových spojů tloušťky 8 mm s vrubem umístěným ve svarovém kovu je u doby výdrže 2 h na žíhací teplotě.

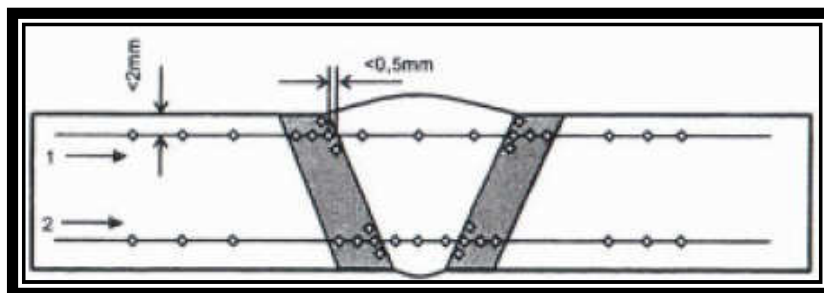
U svarových spojů tloušťky 20 mm, kde se zkušební tyče odebraly ze svarového kovu nastává stejný průběh nárazové práce, jako u zkušebních tyčí odebraných ze svarového kovu u svarových spojů tloušťky 8 mm. Nejvyšší hodnota nárazové práce u svarových spojů tloušťky 20 mm s vrubem umístěným ve svarovém kovu je u doby výdrže 5 h na žíhací teplotě.

Zkušební tyče odebrané z tepelně ovlivněné oblasti ze svarových spojů tloušťky 20 mm nárazová práce po 2 h výdrže na žíhací teplotě vykazuje hodnotu 105 J. Po 3 h výdrže pak klesá na 89 J. Po 5 h výdrže na žíhací teplotě následuje další snížení nárazové práce na 66 J. Tento pokles nárazové práce s delší výdrží na žíhací teplotě v tepelně ovlivněné oblasti u svarových spojů tloušťky 8 mm a 20 mm může být způsoben tím, že nelze s naprostou přesností umístit vrub do konkrétní oblasti v TOO. Lom při zkoušce se může šířit do základního materiálu nebo směrem k hranici natavení.

Ve zkušební tyči VHT 2/2 je vrub umístěn v tepelně ovlivněné oblasti 2 mm od hranice natavení. Tepelně ovlivněná oblast se skládá ze tří pásem, kdy pásmo přehřátí má nízkou nárazovou práci, pásmo normalizace dosahuje vyšších hodnot nárazové práce a pásmo částečné překrystalizace dosahuje nejvyšších hodnot nárazové práce z TOO. Šířka teplem ovlivněné oblasti je 3 mm až 4,5 mm, pásmo přehřátí je do 0,3 mm a pásmo normalizace do 1 mm u metody svařování 111. Z toho se dá usuzovat, že lom se mohl šířit do pásma částečné překrystalizace nebo kvůli poklesu nárazové práce k hranici pásma normalizace. Z těchto důvodů mohou mít výsledky nárazové práce v TOO značný rozptyl. Druhá možnost, proč se snižuje nárazová práce při výdrži na žíhací teplotě 5 h a 6 h může být spojena s komplikovanou mikrostrukturou ocelí P92.

8.3 Zkouška tvrdosti

Tvrdost svarových spojů se měřila podle Vickerse HV10 za normální teploty 20 °C dle normy ČSN EN ISO 9015-1. Měřila se tvrdost na každé zkušební svařené desce ve dvou vrstvách svarového spoje. První měření tvrdosti se provedlo 2 mm pod povrchem ve svarovém spoji a druhé měření se uskutečnilo v kořenové oblasti svarového spoje. V obou vrstvách svarového spoje se měřila tvrdost v základním materiálu, TOO a ve svarovém kovu. Podle normy ČSN EN ISO 15 614-1 je povolena maximální tvrdost pro svarové spoje martenzitické oceli s tepelným zpracováním 350 HV a bez tepelného zpracování není v normě maximální tvrdost udávána z důvodu nepoužitelnosti svarového spoje z martenzitické oceli bez tepelného zpracování po svařování. Dle této normy vyhovují všechny naměřené tvrdosti HV10 u svarových spojů změřených v kořenové oblasti, tak i 2 mm pod povrchem. Na obrázku 25 jsou vyznačeny místa měření tvrdosti ve dvou vrstvách svarového spoje.

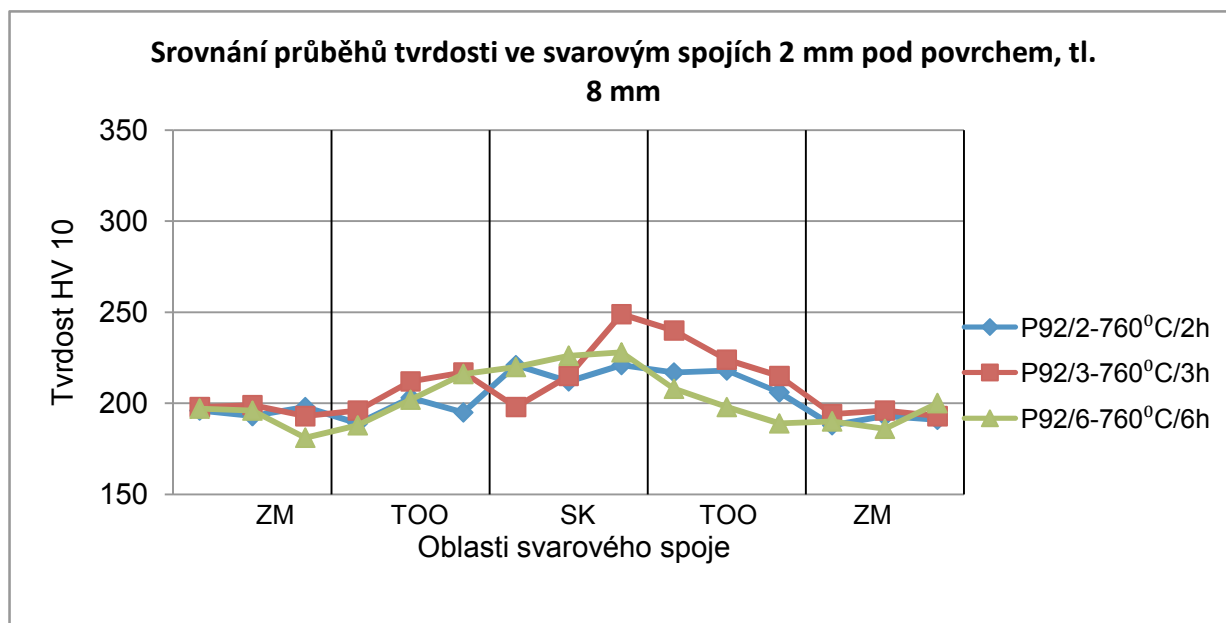


Obr. 25: Schéma měření tvrdosti ve dvou vrstvách. 1: 2 mm pod povrchem svarového spoje.
2: v kořenové oblasti svarového spoje.

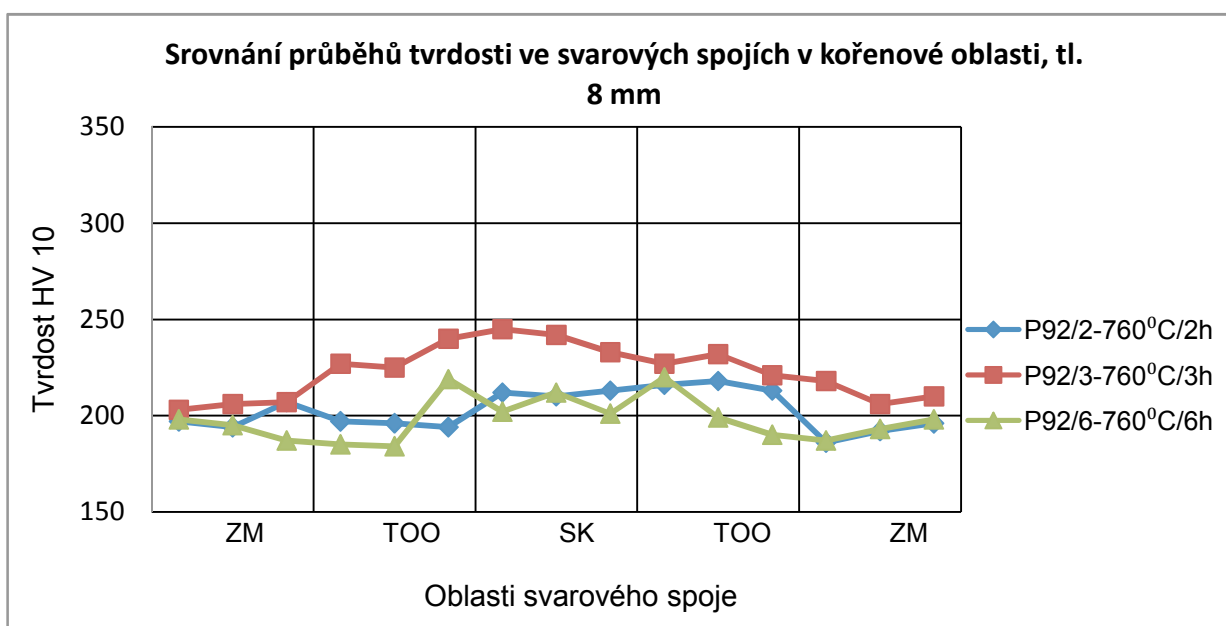
➤ **zkušební svarové spoje desek tloušťky 8 mm**

Tab. 22: Změřené hodnoty tvrdosti HV10 ve dvou vrstvách svarových spojů u zkušebních svařených vzorků o tloušťce 8 mm.

TVRDOST HV 10																	
Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Místo měření	ZM			TOO			SK			TOO			ZM		
P92/2	760 °C/2h	1						189				225					
			196	193	198	189	203	198	221	212	221	225	218	206	188	193	191
								199				203					
		2						196				215					
			197	194	207	197	196	194	212	210	213	224	218	213	186	192	196
								192				210					
P92/3	760 °C/ 3h	1						215				238					
			198	199	193	196	212	222	198	215	249	240	224	215	194	196	193
								216				242					
		2						230				221					
			203	206	207	227	225	238	245	242	233	236	232	221	218	206	210
								253				224					
P92/6	760 °C/ 6h	1						230				216					
			197	196	181	188	202	210	220	226	228	213	198	189	190	186	200
								208				194					
		2						215				221					
			198	195	187	185	184	223	202	212	201	218	199	190	187	193	198
								220				220					



Graf 7: Srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojích 2 mm pod povrchem u zkušebních svařených vzorků o tloušťce 8 mm.

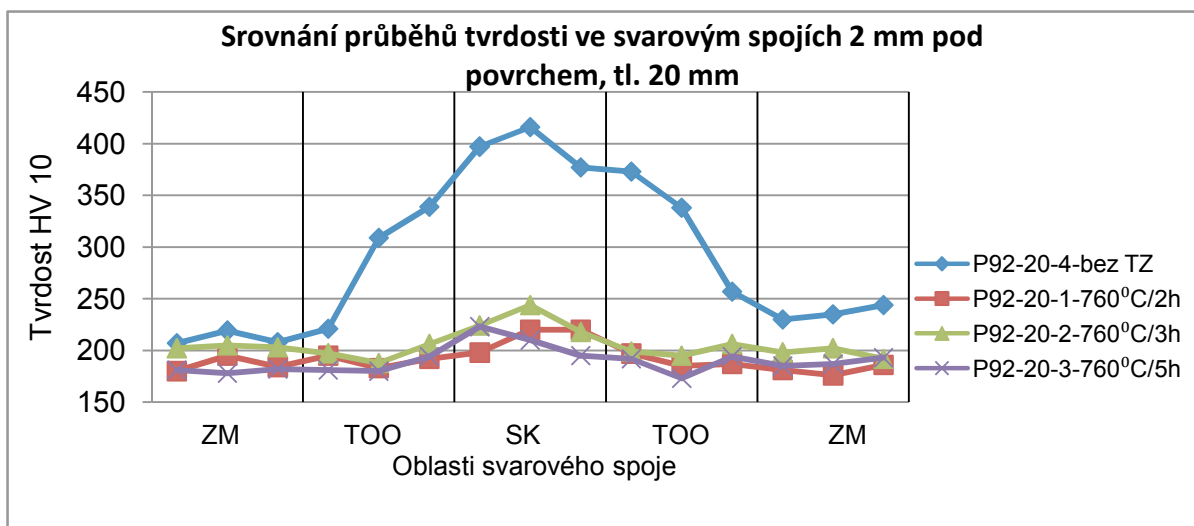


Graf 8: Srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojích v kořenové oblasti u zkušebních svařených vzorků o tloušťce 8 mm.

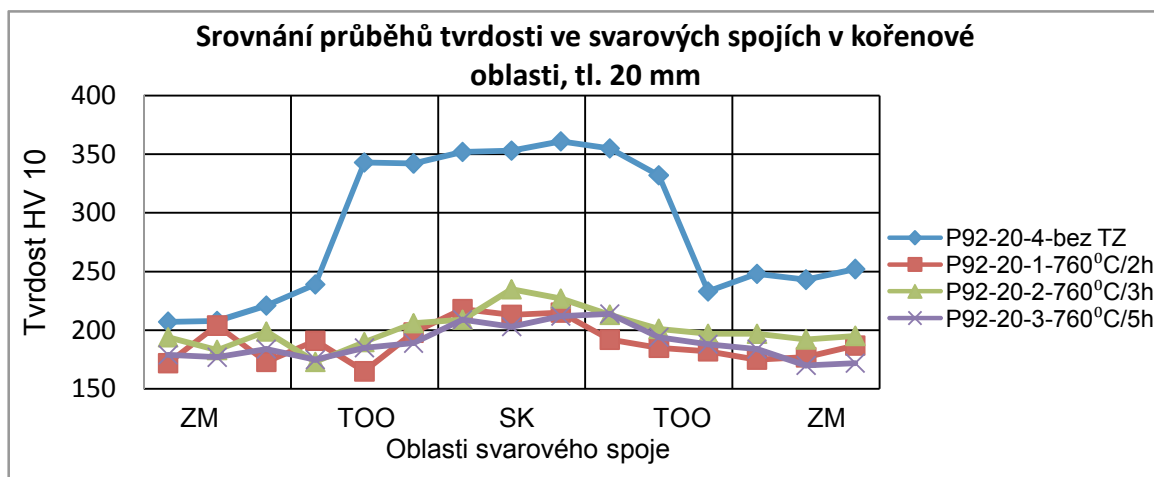
➤ **zkušební svarové spoje desek tloušťky 20 mm**

Tab. 23: Změřené hodnoty tvrdosti HV10 ve dvou vrstvách svarových spojů u zkušebních svařených vzorků o tloušťce 20 mm.

TVRDOST HV 10																	
Číslo vzorku	Tepelné zpracování	Místo měření	ZM			TOO			SK			TOO			ZM		
P92-20-4	bez TZ	1						320				366					
			207	219	208	221	309	377	397	416	377	392	338	257	230	235	244
								320				361					
		2						343				369					
			207	208	221	239	343	345	352	353	361	358	332	233	248	243	252
								339				339					
P92-20-1	760 °C/2h	1						190				203					
			180	195	184	195	183	197	198	220	220	196	185	187	181	176	186
								190				194					
		2						204				191					
			172	204	173	191	165	196	218	213	215	189	185	182	175	177	187
								196				197					
P92-20-2	760 °C/ 3h	1						209				194					
			202	205	203	197	188	207	224	244	218	211	195	206	198	202	192
								203				194					
		2						208				217					
			194	183	199	173	190	184	209	235	227	217	201	197	197	192	195
								227				207					
P92-20-3	760 °C/ 5h	1						197				191					
			181	178	182	181	180	195	223	210	195	195	173	194	185	187	193
								190				191					
		2						196				222					
			179	177	184	175	185	183	209	203	212	209	194	188	184	170	172
								190				212					



Graf 9: Srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojení 2 mm pod povrchem u zkušebních svařených vzorků o tloušťce 20 mm.



Graf 10: Srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojích v kořenové oblasti u zkušebních svařených vzorků o tloušťce 20 mm.

8.3.1 Vyhodnocení tvrdosti HV 10

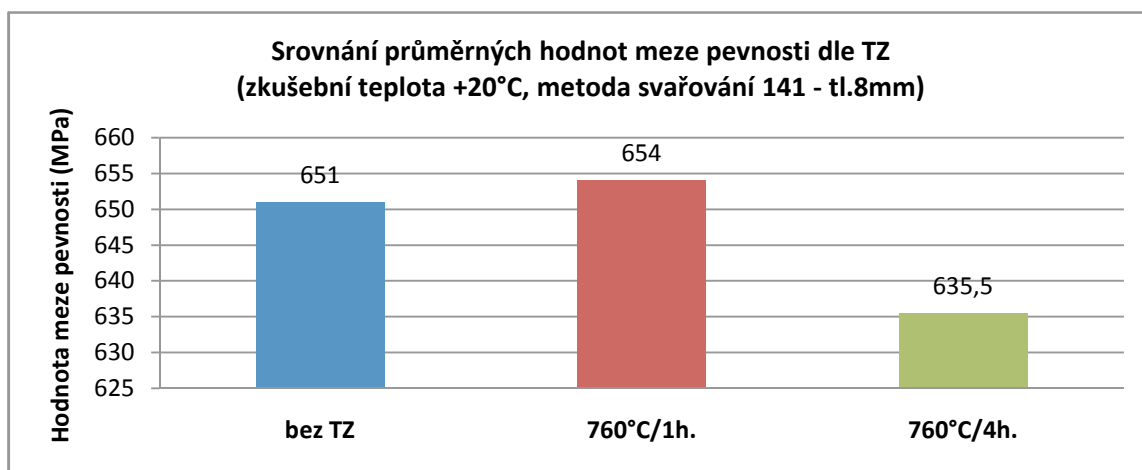
Dle normy ČSN EN ISO 15 614-1 vyhovují všechny naměřené tvrdosti HV10 u svarových spojů změřených v kořenové oblasti a 2 mm pod povrchem. Pouze u svarového spoje č. P92-20-4 bez tepelného zpracování po svařování se naměřily v oblasti 2 mm pod povrchem vyšší hodnoty tvrdosti až přes 400 HV 10 a v kořenové oblasti až přes 350 HV 10. Takto vysoké hodnoty tvrdosti HV 10 ve svarovém spoji č. P92-20-4 jsou zapříčiněny tím, že svarový spoj nebyl tepelně zpracován po svařování. Svarový spoj z martenzitické oceli bez tepelného zpracování po svařování nesmí být v praxi použit. Svarový spoj tloušťky 8 mm vzorku P92/3 s tepelným zpracováním po svařování 760 °C/ 3 h v měřené oblasti 2 mm pod povrchem a v kořenové oblasti dosahuje nejvyšších hodnot tvrdosti až 250 HV 10 ve svarovém kovu a TOO až 240 HV 10, hodnoty tvrdosti v základním materiálu se pohybují v rozmezí 200 HV 10. Svarové spoje v obou měřených oblastech s dobou výdrže na žíhací teplotě 2 h a 6 h vykazují přibližně stejné hodnoty tvrdosti ve svarovém kovu a v tepelně ovlivněné v rozmezí 160 až 230 HV 10 a v základním materiálu v rozmezí hodnot 160 až 200 HV 10. U svarových spojů tloušťky 20 mm nastaly podobné průběhy tvrdosti, kdy svarový spoj s dobou výdrže na žíhací teplotě 3 h vykazoval v obou měřených oblastech až 250 HV 10 ve svarovém kovu a tepelně ovlivněné oblasti cca 200 HV 10. Svarové spoje s dobou výdrže 2 h a 5 h mají podobné průběhy tvrdosti v obou měřených oblastech, kdy ve svarovém kovu dosahují v rozmezí hodnot 200 až 230 HV 10, v tepelně ovlivněné oblasti a v základním materiálu klesají hodnoty tvrdosti až na 165 HV 10. Z tohoto experimentálního měření tvrdosti lze konstatovat, že doba výdrže na žíhací teplotě od 2 h do 6 h nemá podstatný vliv na změnu tvrdosti u svarových spojů. Tudíž nedochází k výraznému snižování tvrdosti HV 10 s delší výdrží na žíhací teplotě u svarových spojů oceli P92.

9 Srovnání dosažených výsledků s výsledky dostupnými v literatuře

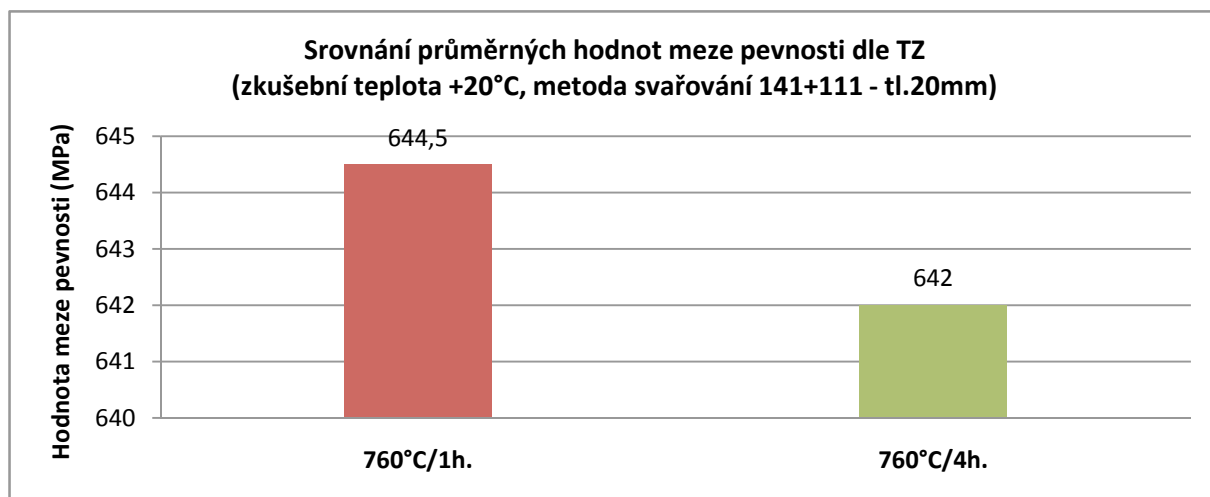
Pro srovnání mých dosažených výsledků z destruktivních zkoušek jsem použil výsledky z dostupné literatury uvedené v seznamu použité literatury odkaz 24. Je to diplomová práce, která se zabývá vyhodnocením výsledků mechanických vlastností oceli P92 pro různé tepelné zpracování po svařování pro svarové spoje tloušťky 8 mm a 20 mm. Tyto zkušební svařené desky byly svařeny stejnými metodami svařování a s obdobnými parametry svařování jako v mém případě. Pro tloušťku svarového spoje 8 mm jsem porovnal vlastní výsledky s výsledky svarových spojů bez TZ, dále s TZ 760 °C/ 1 h a s TZ 760 °C/ 4 h. Pro tloušťku svarového spoje 20 mm jsem porovnal vlastní výsledky s výsledky svarových spojů s tepelným zpracováním po svařování 760 °C/ 1 h, 760 °C/ 4 h. Dále jsem porovnal mechanické vlastnosti z katalogu Böhler pro přídatné materiály a z dalších dostupných zdrojů.

9.1 Srovnání meze pevnosti v tahu

Pro srovnání meze pevnosti v tahu jsem použil mé dosažené výsledky s dostupnými výsledky v literatuře pro svarové spoje tloušťky 8 mm a 20 mm. Nejprve jsem uvedl grafy s výsledky meze pevnosti v tahu z dostupné práce [24]. Dále jsem tyto výsledky spojil s vlastními výsledky a zobrazil jsem je do jednoho grafu z důvodu přehlednosti zobrazených hodnot meze pevnosti v tahu.

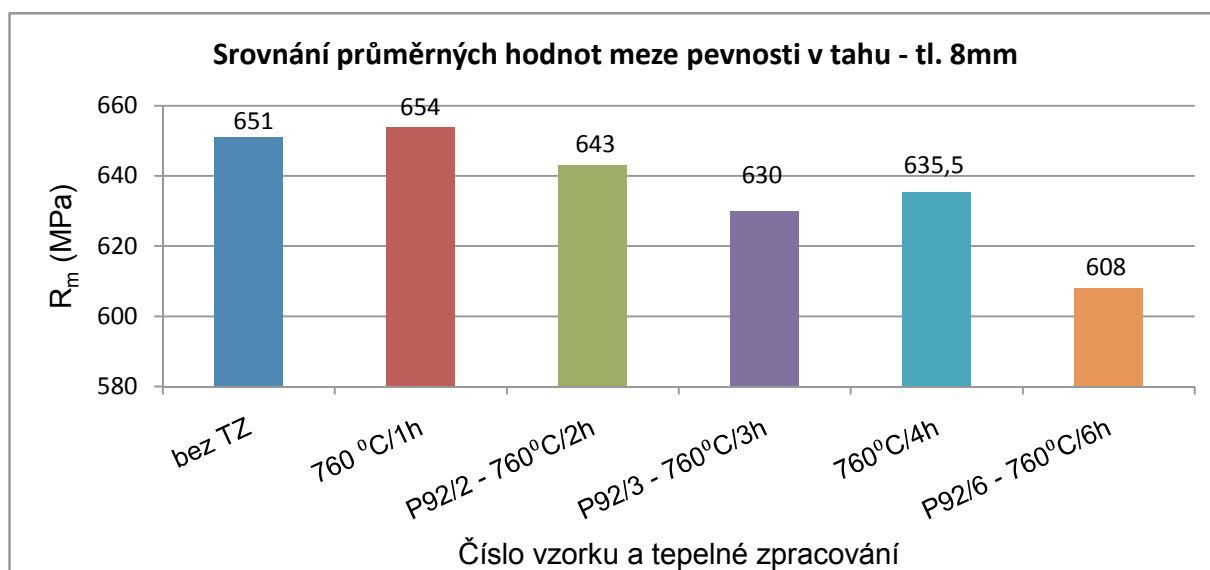


Graf 11: Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu u svarových spojů tl. 8mm z práce uvedené v [24].

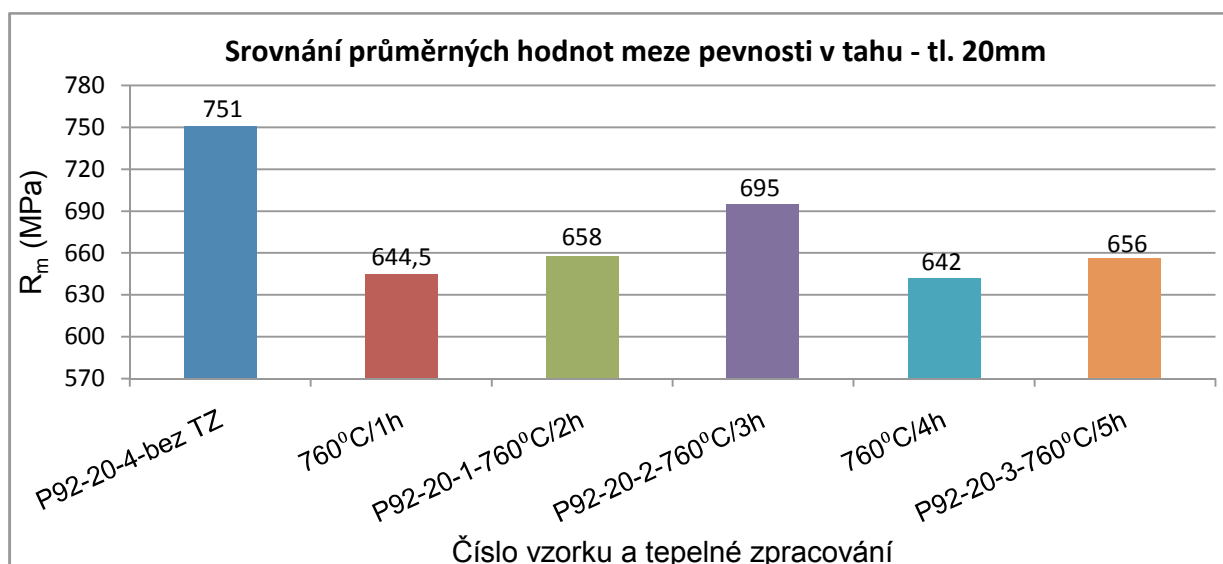


Graf 12: Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu u svarových spojů tl. 20 mm z práce uvedené v [24].

Výsledky z práce uvedené v [24] jsem spojil s vlastními výsledky a zobrazil jsem je do jednoho grafu z důvodu srovnání hodnot meze pevnosti v tahu.



Graf 13: Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu u svarových spojů tl. 8mm vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].



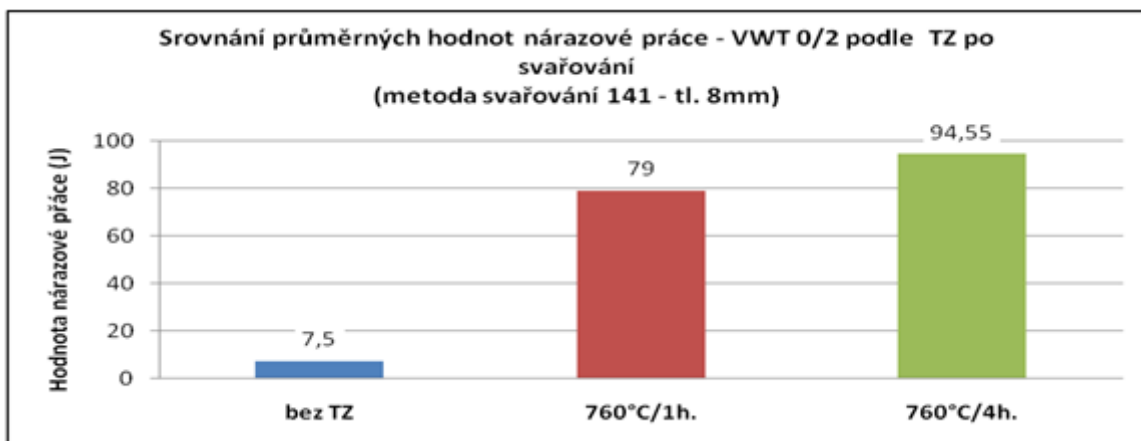
Graf 14: Srovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu u svarových spojů tl. 20 mm vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].

Srovnání meze pevnosti v tahu svarových spojů tloušťky 8 mm vlastních výsledků s výsledky dostupné práce uvedené ve sloučeném grafu 13 je znázorněn téměř plynulý průběh snižování meze pevnosti v tahu s přibývajícím výdrží na žíhací teplotě. Pouze u svarového spoje s dobou výdrže na žíhací teplotě 3 h došlo k poklesu meze pevnosti na 630 MPa. Poté u 4 h výdrže došlo ke zvýšení meze pevnosti na 635,5 MPa.

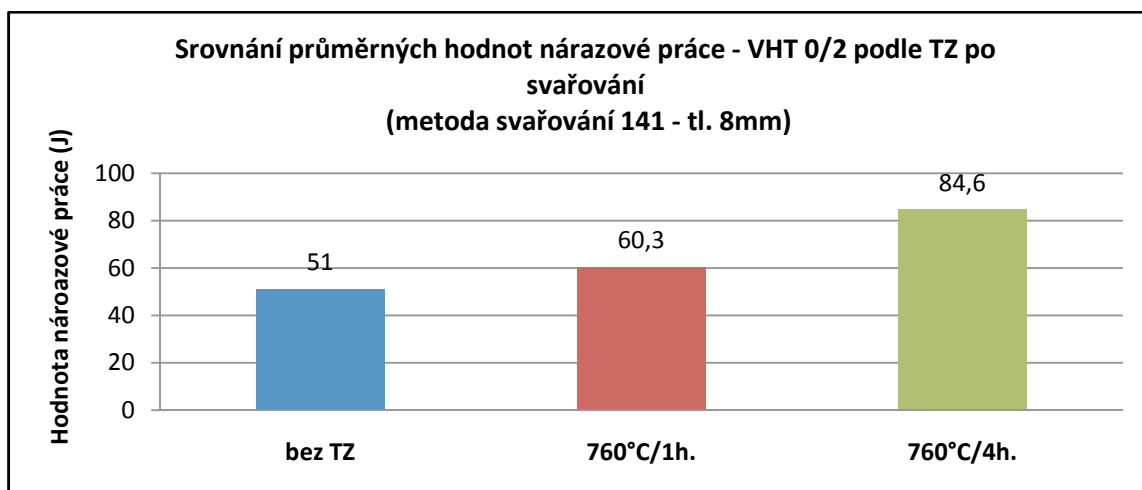
Mez pevnosti u svarových spojů tloušťky 20 mm z grafu 14 značí neobvyklý průběh hodnot meze pevnosti v tahu s přibývajícím výdrží na žíhací teplotě. U tepelného zpracování 760 °C/ 1 h dosahuje mez pevnosti 644,5 MPa. Dále roste na hodnotu meze pevnosti 658 MPa po 2 h výdrže. U 3 h výdrže se mez pevnosti zvyšuje na 695 MPa. Pak nastává pokles na hodnotu 642 MPa po 4 h výdrže. Po 5 h výdrže na žíhací teplotě se mez pevnosti v tahu opět zvýší na 656 MPa. Tento průběh meze pevnosti v tahu u svarových spojů tloušťky 20 mm je neobvyklý a naznačuje u svarových spojů s přibývajícím výdrží na žíhací teplotě do 3 h postupný nárůst meze pevnosti. Poté dochází k poklesu meze pevnosti v tahu.

9.2 Srovnání nárazové práce

Pro srovnání nárazové práce jsem použil mé dosažené výsledky s dostupnými výsledky v literatuře pro svarové spoje tloušťky 8 mm a 20 mm. Pro srovnání jsem použil zkušební tyče s V vrubem 2 mm o rozměrech 10 x 5 mm odebrány ze svarového kovu a z tepelně ovlivněné oblasti. Nejprve jsem uvedl grafy s výsledky nárazové práce dostupné z [24]. Dále jsem tyto výsledky spojil s vlastními výsledky a zobrazil jsem je do jednoho grafu.

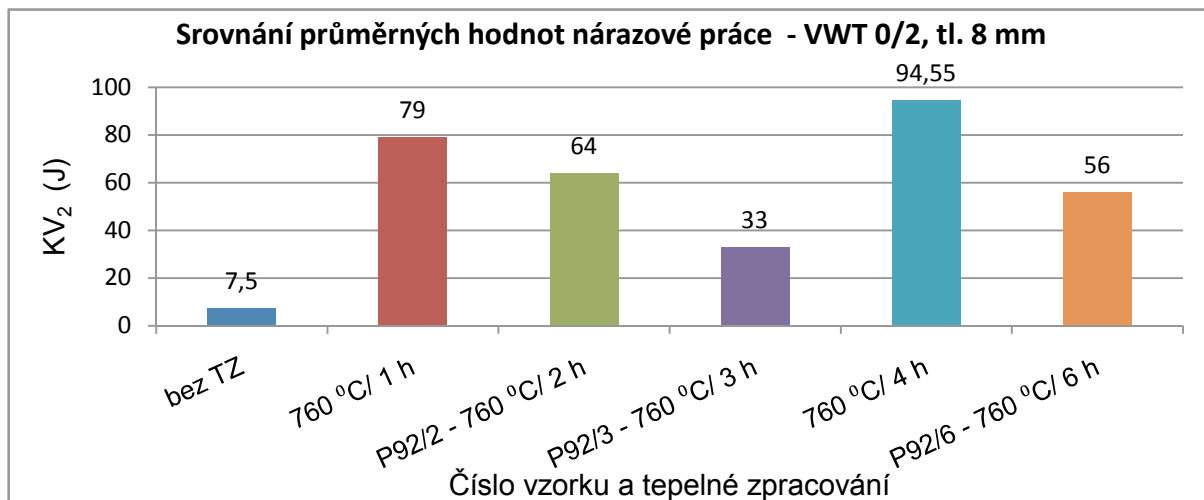


Graf 15: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2 ze svarových spojů tloušťky 8 mm z práce uvedené v [24].

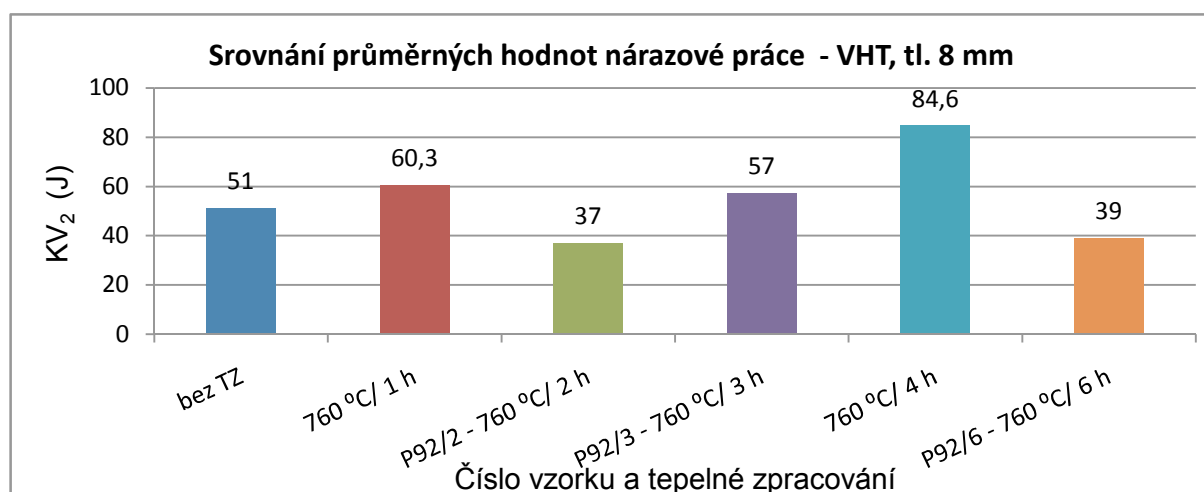


Graf 16: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v tepelně ovlivněné oblasti VHT 0/2 ze svarových spojů tloušťky 8 mm z práce uvedené v [24].

Výsledky z práce uvedené v [24] jsem spojil s vlastními výsledky a zobrazil jsem je do jednoho grafu z důvodu srovnání hodnot nárazové práce.

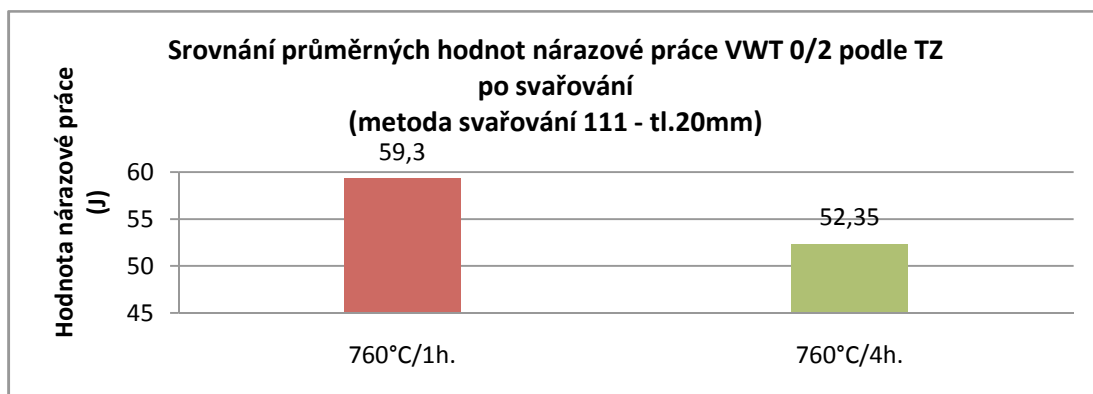


Graf 17: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2 ze svarových spojů tloušťky 8 mm z vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].

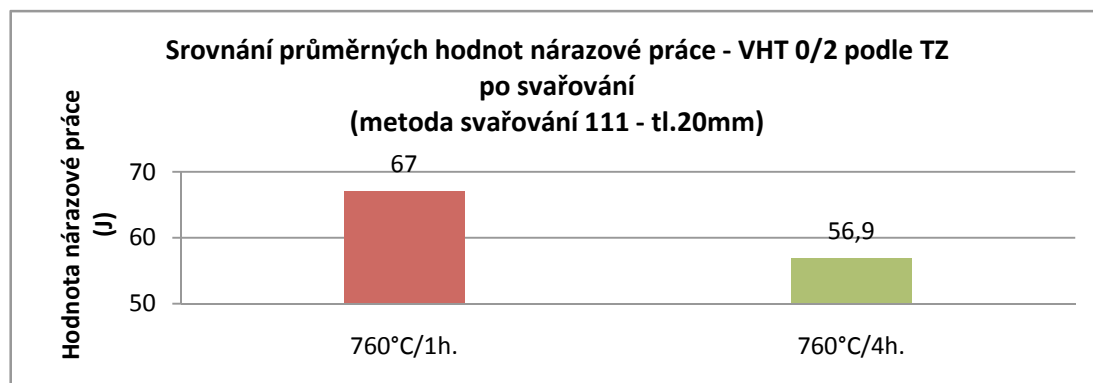


Graf 18: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v tepelně ovlivněné oblasti VHT ze svarových spojů tloušťky 8 mm z vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].

V grafu 19 a 20 je znázorněno srovnání průměrných hodnot nárazové práce ze svarových spojů tloušťky 20 mm pro zkušební tyče s V vrubem o rozměrech 10 x 5 mm z odebraných ze svarového kovu a z tepelně ovlivněné oblasti. Z grafu lze pozorovat snížení nárazové práce pro tepelné zpracování s výdrží na žíhací teplotě 4 h pro zkušební tyče odebrané ze svarového kovu a z tepelně ovlivněné oblasti.



Graf 19: Průměrné hodnoty nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2 ze svarových spojů tloušťky 20 mm z práce uvedené v [24].



Graf 20: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v tepelně ovlivněné oblasti VHT 0/2 ze svarových spojů tloušťky 20 mm z práce uvedené v [24].

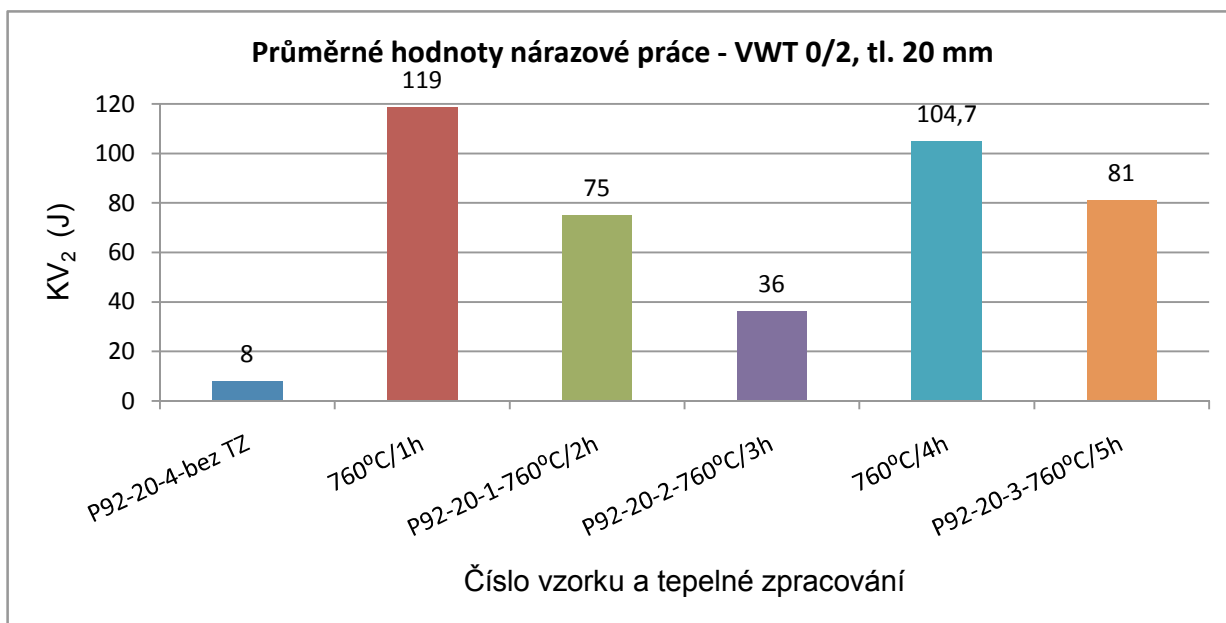
Pro srovnání nárazové práce svarových spojů tloušťky 20 mm vlastních výsledků s výsledky z dostupné práce uvedené v seznamu použité literatury [24]. Jsem provedl přepočet nárazové práce z dostupných výsledků z rozměrů zkušební tyče 10 x 5 mm na mé použité rozměry zkušební tyče 10 x 10 mm. Pokud šířka W zkušební tyče je menší než 10 mm. Změřená nárazová práce KV_p musí být přepočítána na vypočtenou nárazovou práci KV_c podle následujícího vztahu [4]:

$$KV_c = \frac{10 \times KV_p}{W}$$

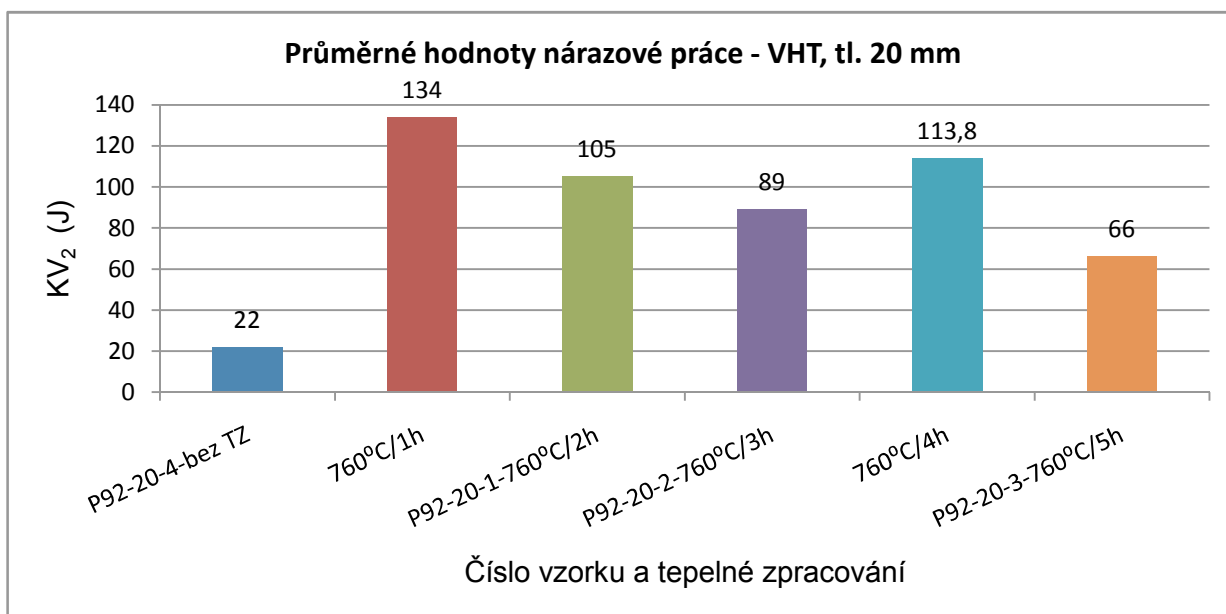
kde, KV_c vypočtená nárazová práce v J

KV_p naměřená nárazová práce v J

W šířka zkušební tělesa v mm



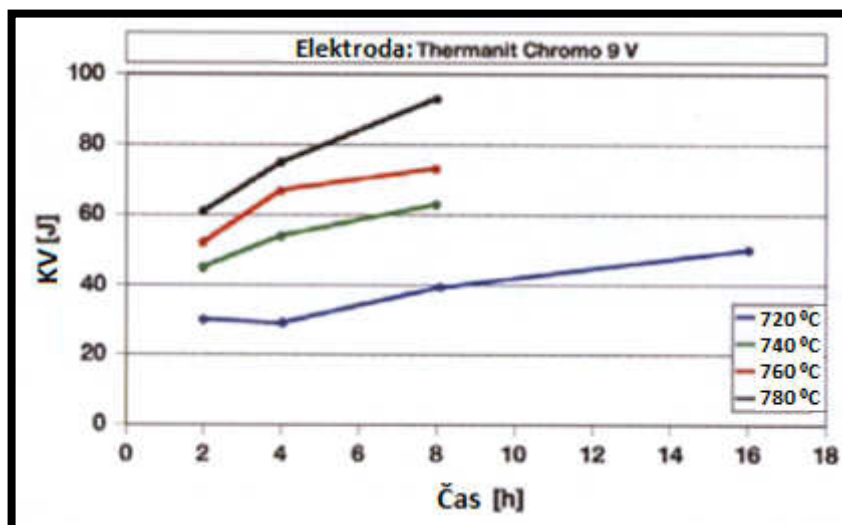
Graf 21: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2 ze svarových spojů tloušťky 20 mm z vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].



Graf 22: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v tepelně ovlivněné oblasti VHT ze svarových spojů tloušťky 20 mm z vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].

Na obrázku 36 je závislost tepelného zpracování po svařování na změnu nárazové práce u stejnorodých přídatných materiálů k příbuzné modifikované oceli P91. Z obrázku 36 lze

konstatovat, že nárazová práce roste s přibývajícím časem tepelného zpracování po svařování při různých teplotách.



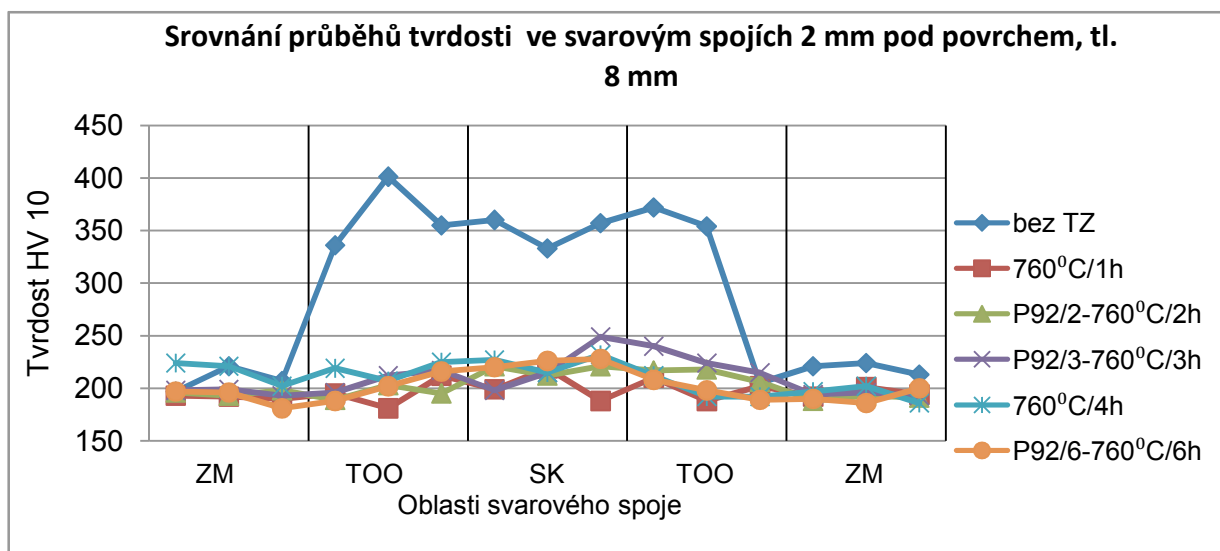
Obr. 26: Vliv podmínek tepelného zpracování po svařování na nárazovou práci stejnorodých přídavných materiálů k oceli P91 [18].

Srovnání nárazové práce s mými dosaženými a dostupnými výsledky z jiných odborných prací lze konstatovat, že nedochází k postupnému zvyšování nárazové práce u svarových spojů z oceli P92 s prodlužující se dobou výdrže na žíhací teplotě, jako tomu je u příbuzné modifikované oceli P91. Podle průměrných výsledků hodnot nárazové práce lze potvrdit, že svarové spoje tloušťky 8 mm a 20 mm s vrubem umístěným ve svarovém kovu vykazují podobné průběhy hodnot nárazové práce. Z mého experimentu se potvrdilo, že doba výdrže na žíhací teplotě má podstatný vliv na výslednou nárazovou práci. A to takový, že u svarového kovu tloušťky 8 mm nárazová práce v rozmezí od 1 h do 3 h klesá, při 4 h na žíhací teplotě dosahuje nárazová práce maxima, a poté opět klesá.

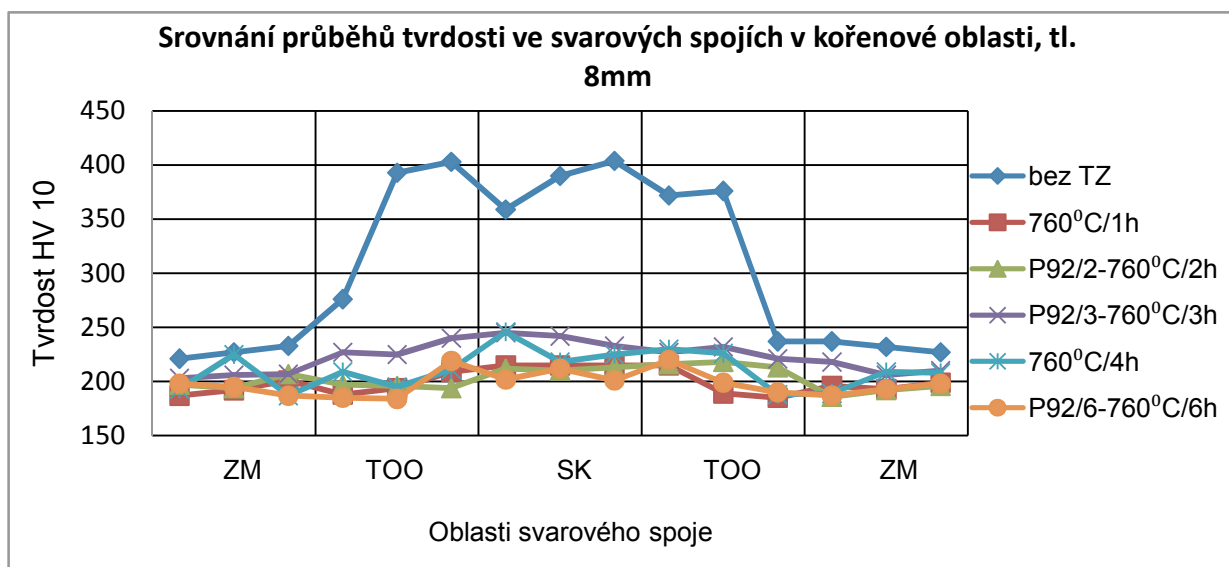
U svarového kovu tloušťky 20 mm nárazová práce dosahuje maxima u doby výdrže 1 h. Poté do doby výdrže 3 h nárazová práce klesá. U 4 h výdrže se opět nárazová práce zvýší. U 5 h výdrže dochází opět k poklesu.

9.3 Srovnání tvrdosti podle Vickerse HV 10

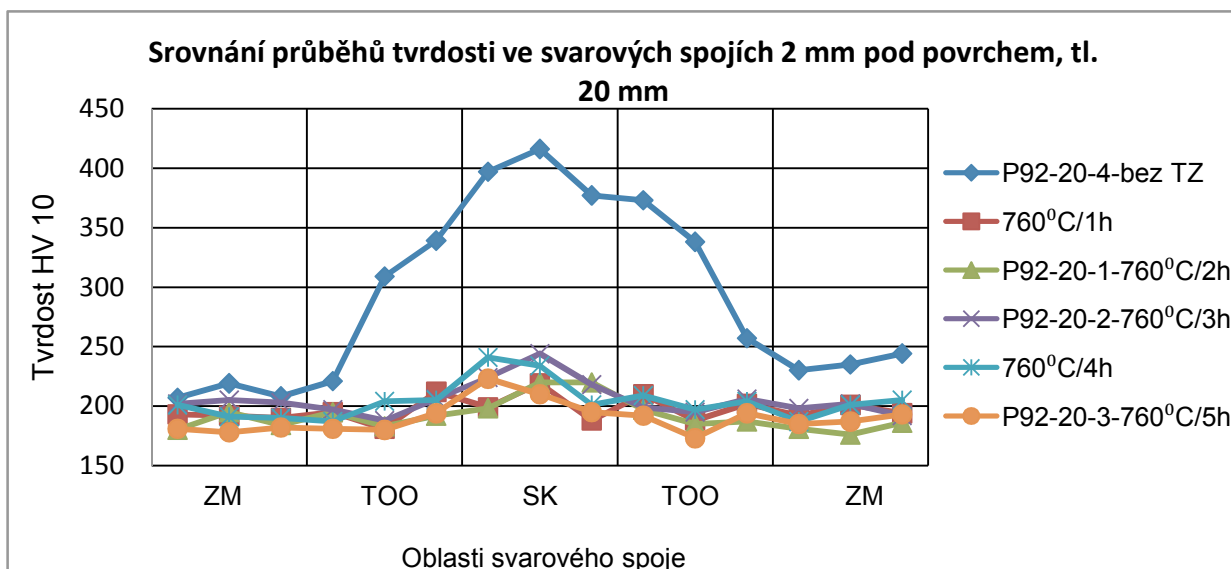
Pro srovnání tvrdosti podle Vickerse HV 10 jsem použil mé dosažené výsledky s dostupnými výsledky v literatuře pro svarové spoje tloušťky 8 mm a 20 mm v oblasti měření 2 mm pod povrchem a v kořenové oblasti svarového spoje. Pro lepší přehlednost jsem výsledky z práce ze seznamu použité literatury [24] spojil s mými výsledky a znázornil jsem je do jednoho grafu.



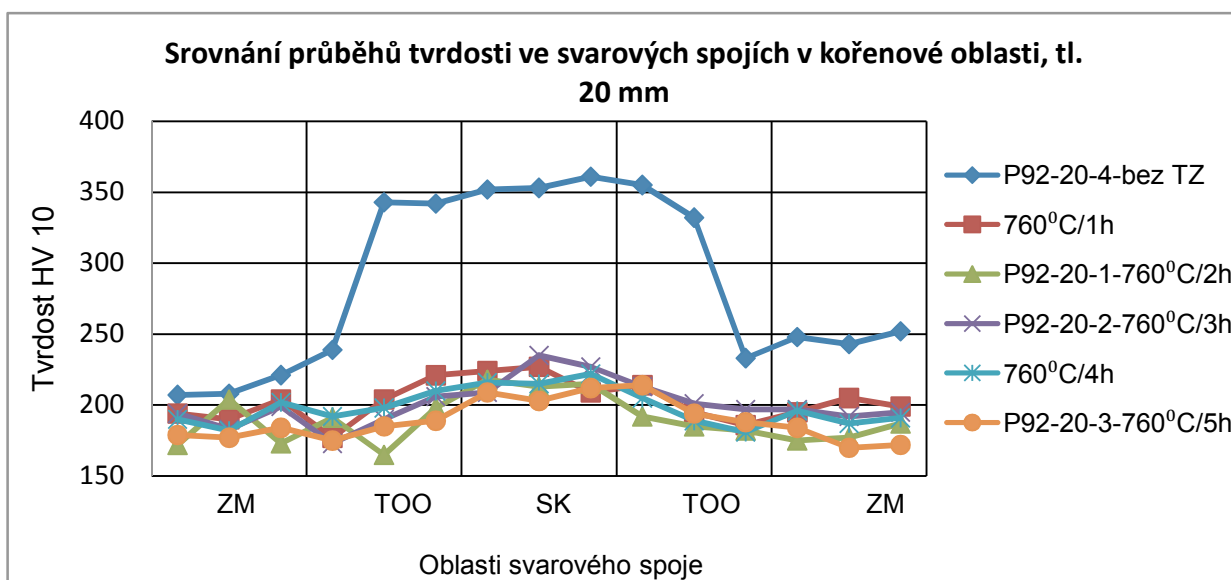
Graf 23: Srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojích 2 mm pod povrchem u vzorků tloušťky 8 mm z vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].



Graf 24: Srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojích v kořenové oblasti u vzorků tloušťky 8 mm z vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].

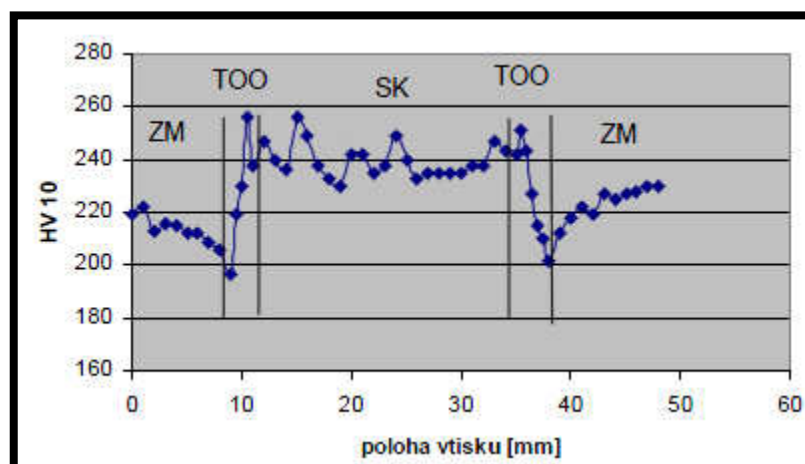


Graf 25: Srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojích 2 mm pod povrchem u vzorků tloušťky 20 mm z vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].



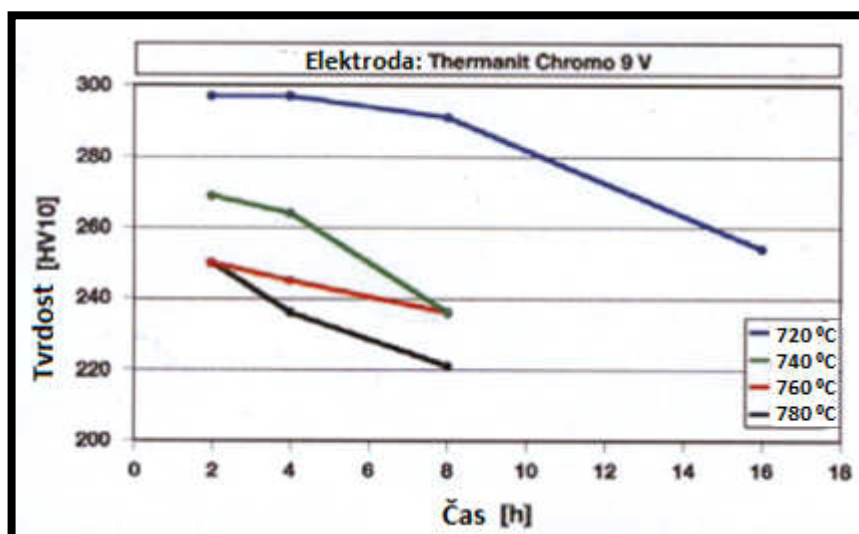
Graf 26: Srovnání průběhů tvrdosti ve svarových spojích v kořenové oblasti u vzorků tloušťky 20 mm z vlastních výsledků s výsledky práce uvedené v [24].

Na obrázku 37 máme znázornění průběhu tvrdosti podle Vickerse HV 10 u svarového spoje oceli P92 s tepelným zpracováním po svařování 760 °C/ 4 h, kde bylo provedeno více měření v každé oblasti svarového spoje, tudíž bylo dosaženo přesnějšího průběhu tvrdosti. V grafu je znázorněn podobný průběh tvrdosti napříč svarovým spojem, kdy v TOO a ve svarovém kovu se dosahuje hodnot tvrdosti až skoro 260 HV 10.



Obr. 27: Průběh tvrdosti svarového spoje z oceli P92 s tepelným zpracováním po svařování 760°C/ 4 h [25].

Na obrázku 38 je závislost tepelného zpracování po svařování na změnu tvrdosti u stejnorodých přídatných materiálů k příbuzné modifikované oceli P91. Z této závislosti lze pozorovat, postupné snižování tvrdosti s prodlužující se dobou výdrže na žíhací teplotě při různých žíhacích teplotách. Pouze při žíhací teplotě 760 °C , kterou v mém případě používám při tepelném zpracování, nedochází k tak razantnímu snižování tvrdosti jako je to u ostatních žíhacích teplot.



Obr. 28: Vliv tepelného zpracování po svařování na tvrdost stejnorodých přídatných materiálů k oceli P91 [18].

Při srovnání s mými a dostupnými výsledky tvrdosti lze konstatovat, že u oceli P92 nedochází k postupnému snižování tvrdosti HV 10 u svarových spojů, jako je to u příbuzné oceli P91. V oblasti měření 2 mm pod povrchem a v kořenové oblasti u obou svarových spojů tloušťek 8 mm a 20 mm jsou průběhy tvrdosti HV 10 napříč svarovým spojem podobné. Ve svarovém spoji v oblasti základního materiálu se hodnoty tvrdosti pohybují v rozmezí 160 až 200 HV 10, v tepelně ovlivněné oblasti v rozmezí 180 až 240 HV 10 a ve svarovém kovu v rozmezí 200 až 250 HV 10. Naměřené výsledky ukazují, že doba výdrže na žíhací teplotě od 1 h do 6 h nemá podstatný vliv na změnu tvrdosti u svarových spojů oceli P92.

10 Závěr

Modifikované oceli se využívají pro stavbu elektrárenských dílců z důvodu výborných žárupevných vlastností. V průběhu dlouhodobé teplotní expozice elektrárenských dílců dochází k postupné degradaci vlastností spojenými se změnami mikrostruktury materiálu. Mezi hlavní mechanismy degradace materiálu patří creepové namáhání, tepelné stárnutí a vysokoteplotní koroze. Těmto mechanismům degradace se věnuji v celé teoretické části diplomové práce. Ocel P92 dosahuje největší meze pevnosti při tečení z uvedených modifikovaných ocelí v této práci. Ocel P92 vykazuje i vyhovujících hodnot tvrdosti podle Vickerse, nárazové práce a meze pevnosti v tahu, ale i po creepovém namáhání nebo po dlouhodobém žíhání nedochází k výraznému snížení tvrdosti. U svarových spojů se creepová pevnost pohybuje v povoleném pásmu – 20 % pevnosti základního materiálu. Ocel P92 je dobře svařitelná za dodržení stanovené teploty předehřevu, kontroly teploty interpass v celém průběhu svařování, dohřevu a tepelného zpracování po svařování. I přes svoje dobré mechanické a technologické vlastnosti ocel P92 má nedostatečnou oxidační odolnost v nadkritických podmínkách vodní páry. Vysoký hmotnostní nárůst korozních produktů vede k přehřátí a k degradaci dílců a k lokálnímu odlupování oxidických vrstev, které mohou zapříčinit erozní poškození povrchu materiálu parních dílců. To vede k vývoji nových ocelí, které budou vykazovat požadovanou úroveň žárupevnosti, ale zároveň i zvýšenou oxidační odolnost v nadkritických podmínkách vodní páry.

V experimentální části diplomové práce jsem se zaměřil na vyhodnocení dosažených výsledků z destruktivních a nedestruktivních zkoušek svarových spojů. Pro vyhodnocení byly použity zkušební svařené desky tloušťky 8 mm a zkušební svařené desky tloušťky 20 mm. Hlavním cílem experimentální části diplomové práce bylo vyhodnotit výsledky destruktivních zkoušek po různém tepelném zpracování a srovnat tyto dosažené výsledky s dostupnými výsledky destruktivních zkoušek v literatuře po různém tepelném zpracování. Jednalo se o zkoušku tahem, zkoušku rázem v ohybu a zkoušku tvrdosti podle Vickerse. Předmětem těchto zkoušek bylo získání hodnot meze pevnosti v tahu, nárazové práce a tvrdosti HV 10.

Na základě dosažených výsledků lze potvrdit, že s přibývajícím dobou výdrže na žíhací teplotě se mez pevnosti v tahu snižuje. Nejvhodnější tepelné zpracování po svařování z pohledu udržení si vysoké meze pevnosti v tahu u svarových spojů tloušťky 8 mm je 760 °C/ 1 h a u svarových spojů tloušťky 20 mm je 760 °C/ 3 h.

Nárazová práce u svarového kovu tloušťky 8 mm podle dosažených výsledků v rozmezí od 1 h do 3 h klesá, při 4 h na žíhací teplotě dosahuje nárazová práce maxima, a poté opět klesá. Podobně tomu je u svarových spojů tloušťky 20 mm. Nárazová práce u svarového kovu tloušťky 20 mm dosahuje maxima u doby výdrže 1 h. Poté do doby výdrže 3 h nárazová práce klesá. U 4 h výdrže se opět nárazová práce zvýší. U 5 h výdrže dochází opět k poklesu.

Výsledná tvrdost HV 10 není u svarových spojů v obou oblastech měření podstatně závislá na době výdrže na žíhací teplotě v rozmezí od 1 h do 6 h. Důležitým přínosem této práce je zjištění, že svarové spoje oceli P92 nevykazují stejné závislosti hodnot nárazové práce a tvrdosti s přibývajícím dobou výdrže na žíhací teplotě, jako to uvádí firma Böhler u příbuzné modifikované 9 % Cr oceli P91.

Poděkování

Mé poděkování patří vedoucímu mé diplomové práce Ing. Petru Mohylovi, Ph.D. za jeho cenné rady a připomínky při zpracování teoretické a experimentální části diplomové práce. Rád bych také poděkoval svářečům v Českém svářečském ústavu s.r.o. v Ostravě, kteří mi provedli svarové spoje na zkušebních deskách. Dále bych poděkoval firmě Flash Steel Power, a.s. za dodání zkušebních vzorků. Také bych poděkoval zkušebním laboratořím Vítkovice testing center s.r.o. a NDtest, s.r.o. za možnost provedení destruktivních a nedestruktivních zkoušek na svarových spojích. Zvláštní poděkování patří mým rodičům, kteří mi umožnili studium na této vysoké škole.

11 Seznam použité literatury

- [1] DOBRZANSKI, J., ZIELINSKI, A., SROKA, M. *The influence of simultaneous impact of temperature and time on the properties and structure of X10CrWMoVNb9-2 steel* [online]. Poland: Jamme, 2009, vol. 34(issue 1), 8 s [cit. 2012-02-11]. Dostupné z: <http://www.journalamme.org/papers_vol34_1/3411.pdf>.
- [2] VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)%Cr ocelí*. Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2003, 163 s. ISBN 80-248-0329-1.
- [3] HERNAS, A., JONŠTA, Z., TVRDÝ, M., ČÍŽEK, I., PURMENSÝ, J. *Žárupevné oceli a slitiny*. Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2009, 392 s. ISBN 978-80-248-2187-0.
- [4] ČSN EN 10216-2 (420262). *Bezešvé ocelové trubky pro tlakové nádoby a zařízení - Technické dodací podmínky - Část 2: Trubky z nelegovaných a legovaných ocelí se zaručenými vlastnostmi při zvýšených teplotách 2*. Praha: Český normalizační institut, 2003, 8 s.
- [5] ENNIS, P. J., ZIELINSKA-LIPIEC, A., WACHTER, O., CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. *Microstructural stability and creep rupture strength of the martensitic steel P92 for advanced power plant* [online]. Great Britain: Acta Metallurgica Inc, 1997, 7 s., last modified 12 September 2005 [cit. 2012-01-18]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science?_ob=MiamiImageURL&_cid=271635&_user=822117&_pii=S1359645497001766&_check=y&_origin=&_coverDate=31-Dec-1997&view=c&wchp=dGLzVIS-zSkzS&md5=29509f23d1f3e70c3896e78bf444b657/1-s2.0-S1359645497001766-main.pdf>.
- [6] CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A., ZIELINSKA-LIPIEC, A., ENNIS, P.J. *Modified 9% Cr steels for advanced power generation: microstructure and properties* [online]. JAMME, 2006, vol.12(issue 2), 6 s [cit. 2012-01-18]. Dostupné z: <http://www.journalamme.org/papers_vol19_2/1309.pdf>.
- [7] YIN, K., QIU, S., TANG, R., ZHANG, Q., ZHANG, L. *Corrosion behaviour of ferritic/martensitic steel P92 in supercritical water* [online]. China: Elsevier Ltd., 2009, 5 s, last modified 30 July 2009 [cit. 2012-02-03]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science?_ob=MiamiImageURL&_cid=271960&_user=822117&_pii=S0896844609002319&_check=y&_origin=&_coverDate=31-Oct-2009&view=c&wchp=dGLbVIB-zSkzV&md5=8b2c2c00fed10345d1f284b7c142a9a5/1-s2.0-S0896844609002319-main.pdf>.

- [8] TAN, L., REN, X., ALLEN, T. R. *Corrosion behaviour of 9 - 12% Cr ferritic - martensitic steels in supercritical water* [online]. United States: Elsevier Ltd., 2010, 9 s, last modified 20 February 2010 [cit. 2012-02-05]. Dostupné z: http://www.sciencedirect.com/science?_ob=MiamilImageURL&_cid=271639&_user=822117&_pii=S0010938X10000028&_check=y&_origin=search&_coverDate=30-Apr-2010&view=c&wchp=dGLbVIB-zSkWA&md5=56ddee4b0664c2aec86fba3d494f4c64/1-s2.0-S0010938X10000028-main.pdf.
- [9] YOSHOIZAWA, M., IGARASHI, M., MORIGUCHI, K., ISEDA, A., ARMAKI, H. G., MARUYAMA, K. *Effect of precipitates on long-term creep deformation properties of P92 and P122 type advanced ferritic steels for USC power plants* [online]. Japan: Elsevier Ltd, 2008, 7 s, last modified 23 April 2009 [cit. 2012-02-09]. Dostupné z: http://www.sciencedirect.com/science?_ob=MiamilImageURL&_cid=271387&_user=822117&_pii=S0921509308014731&_check=y&_origin=search&_coverDate=15-Jun-2009&view=c&wchp=dGLbVIS-zSkzV&md5=ce2d1318d836ce41dfbcda8009af276/1-s2.0-S0921509308014731-main.pdf.
- [10] VLASÁK, T., HAKL, J., KASL, J., ČMAKAL, J. *Creep properties of steel P92* [online]. Rožnov pod Radhoštěm: Metal, 2010, 5 s [cit. 2012-02-11]. Dostupné z: <http://www.metal2011.com/data/metal2010/sbornik/lists/papers/26.pdf>.
- [11] SVOBODOVÁ, M., ČMAKAL, J., HORVÁTH, L., CHMELA, T., SKLENIČKA, V. *The influence of initial deformation on structure and mechanical properties of P92 steel* [online]. Rožnov pod Radhoštěm: Metal, 2010, 6 s [cit. 2012-02-12]. Dostupné z: <http://www.metal2011.com/data/metal2010/sbornik/lists/papers/149.pdf>.
- [12] HALD, J. *Microstructure and long-term creep properties of 9–12% Cr steels* [online]. Denmark: Elsevier Ltd, 2007, 8 s, last modified 3 January 2008 [cit. 2012-02-15]. Dostupné z: http://www.sciencedirect.com/science?_ob=MiamilImageURL&_cid=271444&_user=822117&_pii=S0308016107000634&_check=y&_origin=&_coverDate=29-Feb-2008&view=c&wchp=dGLbVIS-zSkWb&md5=8295b83ca43c53ccf1827558c060752b/1-s2.0-S0308016107000634-main.pdf.
- [13] ENNIS, P. J., CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. *Creep resistant steels for power plant. Recent Advances in Creep Resistant Steels for Power Plant Applications* [online]. OMMI, 2002, vol. 1, no. 1, 28 s [cit. 2012-02-17]. Dostupné z: <http://www.ommi.co.uk/PDF/Articles/32.pdf>.

- [14] MOHYLA, P., ZAPLETAL, J. *Investigation of microstructure and creep properties of P92 weld* [online]. Brno: Metal, 2011, 6 s [cit. 2012-02-20]. Dostupné z: <<http://www.nanocon.cz/data/metal2011/sbornik/lists/papers/760.pdf>>.
- [15] ENNIS, P. J. *The mechanical properties and microstructures of 9 % chromium steel P92 weldments* [online]. Jülich: OMMI, 2002, vol. 1, issue 2, s. 23 [cit. 2012-04-28]. Dostupné z: <<http://www.ommi.co.uk/PDF/Articles/49.pdf>>.
- [16] KOUKAL, J., SCHWARZ, D. *Praktické zkušenosti se svařováním oceli P91. In: Svařování nízkolegovaných a modifikovaných chromových ocelí*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2000, s. 10. ISBN 80-7078-823-2.
- [17] HLUCHÝ, M., KOLOUCH, J., PAŇÁK, R. *Strojírenská technologie 2: Polotovary a jejich technologičnost*. 2. vyd. Praha: Scientia, 2001, 316 s. ISBN 80-7183-244-8.
- [18] Kolektiv autorů. *Přídavné materiály pro stavbu elektráren*. Praha: Böhler Uddeholm CZ s.r.o., 2007. 18 s.
- [19] MINAŘÍK, V. *Obloukové svařování*. 2. vyd. Praha: Scientia, 2003, 241 s. ISBN 80-7183-285-5.
- [20] *Nejpoužívanější přídavné materiály pro svařování, navařování a pájení* [online]. Böhler Uddeholm CZ s.r.o, 40 s [cit. 2012-03-20]. Dostupné z: <http://www.bohler-uddeholm.cz/czech/files/2011_Nejpouzivanejsi_materialy.pdf>.
- [21] ČSN EN ISO 15614-1 (05 0313). *Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů - Zkouška postupu svařování - Část 1: Obloukové a plamenové svařování ocelí a obloukové svařování niklu a slitin niklu*. Praha: Český normalizační institut, 2005, 32 s.
- [22] ČSN EN 13480-2 (13 0020). *Kovová průmyslová potrubí – Část 2: Materiály*. Praha: Český normalizační institut, 2003, 56 s.
- [23] ČSN EN ISO 5817 (05 0110). *Svařování – Svarové spoje oceli, niklu, titanu a jejich slitin zhotovené tavným svařováním (mimo elektronového a laserového svařování) – Určení stupňů jakosti*. Praha: Český normalizační institut, 2004, 36 s.
- [24] UVÍROVÁ, L. *Optimalizace technologie svařování oceli P92*. Ostrava, 2009. 63 s. Diplomová práce. VŠB-Technická univerzita Ostrava. Vedoucí diplomové práce: Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

[25] MARTÍNEK, P. *Mikrostruktura a žáropevné vlastnosti svarového spoje oceli P92* [online].
Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2009, 8 s [cit. 2012-04-28]. Dostupné z:
<http://old.fst.zcu.cz/_files_web_FST/_SP_FST%28SVOC%29/_2009/_sbornik/PapersPdf/Ing/Martinek_Petr.pdf>.

12 Seznam příloh

- 1) Příloha č.1 – záznam o svařování vzorku č. P92/2
- 2) Příloha č.2 – záznam o svařování vzorku č. P92/3
- 3) Příloha č.3 – záznam o svařování vzorku č. P92/6
- 4) Příloha č.4 – záznam o svařování vzorku č. P92-20-1
- 5) Příloha č.5 – záznam o svařování vzorku č. P92-20-2
- 6) Příloha č.6 – záznam o svařování vzorku č. P92-20-3
- 7) Příloha č.7 – záznam o svařování vzorku č. P92-20-4